

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平 10 - 242544

(43) 公開日 平成10年(1998)9月11日

(51) Int. Cl. 6

識別記号

FI

H01L 43/08

H01L 43/08

Z

G11B 5/39

G11B 5/39

H01F 10/14

H01F 10/14

審査請求 未請求 請求項の数 46

FD

(全 26 頁)

(21) 出願番号 特願平9-219121

(22) 出願日 平成9年(1997)7月30日

\*  
Priority { (31) 優先権主張番号 特願平8-357608 (Ser. No.)  
(32) 優先日 平8(1996)12月27日 (Filing Date)  
(33) 優先権主張国 日本 (JP) (Country)

(71) 出願人 000003067

ティーディーケイ株式会社

東京都中央区日本橋一丁目13番1号

(72) 発明者 小俣 英一

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

(72) 発明者 荒木 悟

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

(72) 発明者 佐野 正志

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケイ株式会社内

(74) 代理人 弁理士 皿田 秀夫 (外1名)

最終頁に続く

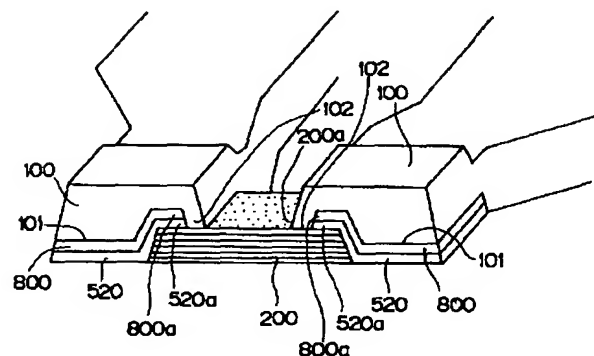
(54) 【発明の名称】 磁気抵抗効果素子および磁気変換素子

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 耐食性および熱安定性に優れ、Huaの劣化がなく、かつブロッキング温度が十分に高い反強磁性層

(ピン止め層)の提供と、この反強磁性層(ピン止め層)特性を生かし、耐食性および熱安定性に優れ、磁場感度が高く、MR変化率が大きい磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子、およびそれを用いた磁気抵抗効果型ヘッド等の磁気変換素子を提供する。

【解決手段】 磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上(非磁性金属層と接する面と反対側の面)に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備える。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、

前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、

前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えており、

前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 30$ 、 $1 \leq y \leq 30$ 、 $69 \leq z \leq 90$ 、 $10 \leq x+y \leq 31$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成されることを特徴とする磁気変換素子。

【請求項2】 前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下である請求項1に記載の磁気変換素子。

【請求項3】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Rh_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 30$ 、 $1 \leq y \leq 30$ 、 $69 \leq z \leq 90$ 、 $10 \leq x+y \leq 31$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項1または請求項2に記載の磁気変換素子。

【請求項4】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Pt_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 30$ 、 $1 \leq y \leq 30$ 、 $69 \leq z \leq 90$ 、 $10 \leq x+y \leq 31$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項1または請求項2に記載の磁気変換素子。

【請求項5】 前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 24$ 、 $1 \leq y \leq 24$ 、 $75 \leq z \leq 85$ 、 $15 \leq x+y \leq 25$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項1または請求項2に記載の磁気変換素子。

【請求項6】 前記ピン止め層のブロッキング温度が160℃以上である請求項1ないし請求項5のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項7】 前記ピン止め層と前記強磁性層との交換結合エネルギーが $0.06 \text{ erg/cm}^2$ 以上である請求項1ないし請求項6のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項8】 前記ピン止め層と前記強磁性層の温度-交換結合エネルギーの関係において、80～130℃の温度係数が $-2 \times 10^{-4} \sim -8 \times 10^{-4} \text{ erg/cm}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$ である請求項1ないし請求項7のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項9】 前記磁性多層膜は、巨大磁気抵抗効果を示すスピンバルブタイプの膜である請求項1ないし請求項8のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項10】 前記軟磁性層は、非磁性金属層側からCoまたはCoを80重量%以上含む合金からなる第1の軟磁性層と、 $(Ni_x Fe_{1-x})_y Co_{1-y}$ （ $0.7 \leq x \leq 0.9$ 、 $0.5 \leq y \leq 0.8$ （xおよびyの単位は重量%））からなる第2の軟磁性層を有して構成され、

10 前記非磁性金属層は、Au, AgおよびCuの中から選ばれた少なくとも1種を含む材料からなる請求項9に記載の磁気変換素子。

【請求項11】 前記磁性多層膜は、異方性磁気抵抗効果を示す膜である請求項1ないし請求項8のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項12】 前記軟磁性層は、NiFe合金にRh, Cr, Ta, Nb, ZrおよびHfの中から少なくとも1種を含有し、横バイアス層として機能する層であり、

20 前記非磁性金属層は、Ta, Ti,  $Al_2O_3$  または $SiO_2$  からなり、非磁性分離層として機能する層である請求項11に記載の磁気変換素子。

【請求項13】 磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、

前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えており、

前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 59$ 、 $1 \leq y \leq 59$ 、 $40 \leq z \leq 58$ 、 $42 \leq x+y \leq 60$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成されることを特徴とする磁気変換素子。

【請求項14】 前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下である請求項13に記載の磁気変換素子。

【請求項15】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Rh_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 59$ 、 $1 \leq y \leq 59$ 、 $40 \leq z \leq 58$ 、 $42 \leq x+y \leq 60$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項13または請求項14に記載の磁気変換素子。

【請求項16】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Pt_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 59$ 、 $1 \leq y \leq 59$ 、 $40 \leq z \leq 58$ 、4

$2 \leq x + y \leq 60$  ( $x$ ,  $y$ , および  $z$  の単位は原子%) から構成される請求項13または請求項14に記載の磁気変換素子。

【請求項17】 前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$  ( $M$ はRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 54$ ,  $46 \leq x + y \leq 55$  ( $x$ ,  $y$ , および  $z$  の単位は原子%)) から構成される請求項13または請求項14に記載の磁気変換素子。

【請求項18】 前記ピン止め層のブロッキング温度が  $160^\circ\text{C}$  以上である請求項13ないし請求項17のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項19】 前記ピン止め層と前記強磁性層との交換結合エネルギーが  $0.06 \text{ erg/cm}^2$  以上である請求項13ないし請求項18のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項20】 前記ピン止め層と前記強磁性層の温度-交換結合エネルギーの関係において、 $80 \sim 130^\circ\text{C}$  の温度係数が  $-2 \times 10^{-4} \sim -8 \times 10^{-4} \text{ erg/cm}^2$   $^\circ\text{C}$  である請求項13ないし請求項19のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項21】 前記磁性多層膜は、巨大磁気抵抗効果を示すスピンバルブタイプの膜である請求項13ないし請求項20のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項22】 前記軟磁性層は、非磁性金属層側からCoまたはCoを80重量%以上含む合金からなる第1の軟磁性層と、 $(Ni_x Fe_{1-x})_y Co_{1-y}$  ( $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$  ( $x$  および  $y$  の単位は重量%)) からなる第2の軟磁性層を有して構成され、

前記非磁性金属層は、Au, Ag および Cu の中から選ばれた少なくとも1種を含む材料からなる請求項21に記載の磁気変換素子。

【請求項23】 前記磁性多層膜は、異方性磁気抵抗効果を示す膜である請求項13ないし請求項20のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項24】 前記軟磁性層は、NiFe合金にRh, Cr, Ta, Nb, Zr および Hf の中から少なくとも1種を含有し、横バイアス層として機能する層であり、

前記非磁性金属層は、Ta, Ti,  $Al_2O_3$  または  $SiO_2$  からなり、非磁性分離層として機能する層である請求項23に記載の磁気変換素子。

【請求項25】 磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、

前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、

前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化

の向きをピン止めするために強磁性層の上(非磁性金属層と接する面と反対側の面)に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えており、

前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 30$  ( $x$  の単位は原子%)) から構成されることを特徴とする磁気変換素子。

【請求項26】 前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下である請求項25に記載の磁気変換素子。

【請求項27】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$  ( $18 \leq x \leq 27$  ( $x$  の単位は原子%)) から構成される請求項25または請求項26に記載の磁気変換素子。

【請求項28】 前記ピン止め層のブロッキング温度が  $160^\circ\text{C}$  以上である請求項25ないし請求項27のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項29】 前記ピン止め層と前記強磁性層との交換結合エネルギーが  $0.06 \text{ erg/cm}^2$  以上である請求項25ないし請求項28のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項30】 前記ピン止め層と前記強磁性層の温度-交換結合エネルギーの関係において、 $80 \sim 130^\circ\text{C}$  の温度係数が  $-2 \times 10^{-4} \sim -8 \times 10^{-4} \text{ erg/cm}^2$   $^\circ\text{C}$  である請求項25ないし請求項29のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項31】 前記磁性多層膜は、巨大磁気抵抗効果を示すスピンバルブタイプの膜である請求項25ないし請求項30のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項32】 前記軟磁性層は、非磁性金属層側からCoまたはCoを80重量%以上含む合金からなる第1の軟磁性層と、 $(Ni_x Fe_{1-x})_y Co_{1-y}$  ( $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$  ( $x$  および  $y$  の単位は重量%)) からなる第2の軟磁性層を有して構成され、

前記非磁性金属層は、Au, Ag および Cu の中から選ばれた少なくとも1種を含む材料からなる請求項31に記載の磁気変換素子。

【請求項33】 前記磁性多層膜は、異方性磁気抵抗効果を示す膜である請求項25ないし請求項30のいずれかに記載の磁気変換素子。

【請求項34】 前記軟磁性層は、NiFe合金にRh, Cr, Ta, Nb, Zr および Hf の中から少なくとも1種を含有し、横バイアス層として機能する層であり、

前記非磁性金属層は、Ta, Ti,  $Al_2O_3$  または  $SiO_2$  からなり、非磁性分離層として機能する層である請求項33に記載の磁気変換素子。

【請求項35】 非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面

に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子であって、前記ピン止め層は $Ru_x M_y Mn_z$ （MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成されることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項36】 前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下である請求項35に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項37】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Rh_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項35または請求項36に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項38】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Pt_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項35または請求項36に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項39】 非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子であって、前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成されることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項40】 前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下である請求項39に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項41】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Rh_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項39または請求項40に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項42】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Pt_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ （x, y, およびzの単位は原子

%)から構成される請求項39または請求項40に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項43】 前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 54$ ,  $46 \leq x+y \leq 55$ （x, y, およびzの単位は原子%））から構成される請求項39または請求項40に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項44】 非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子であって、前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$ （ $15 \leq x \leq 30$ （xの単位は原子%））から構成されることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項45】 前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下である請求項44に記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項46】 前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$ （ $18 \leq x \leq 27$ （xの単位は原子%））から構成される請求項44または請求項45に記載の磁気抵抗効果素子。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気記録媒体等の磁界強度を信号として読み取るための磁気抵抗効果素子のうち、特に小さな磁場変化を大きな電気抵抗変化信号として読み取ることのできる磁気抵抗効果素子および、それを用いた磁気抵抗効果型ヘッド等の磁気変換素子に関するものである。

【0002】

【従来の技術】磁気記録の高密度化が進むなか、読み出し専用ヘッドは、誘導型磁気ヘッドから磁気抵抗効果型ヘッド（以下、単に『MRヘッド』と称する）にとって代わられつつある。MRヘッドは、磁気抵抗効果を利用するものであり、記録媒体からの磁束変化、つまり信号磁界を抵抗の変化で感知するものである。出力電圧は抵抗変化を感知する磁気抵抗効果素子（以下、単に『MR素子』と称する）の抵抗変化と、MR素子を流れる感知電流との積によって与えられる。従って、感知する出力電圧を大きくとることができ、さらに感知電流の値により出力電圧の値を自由に变化させられる。この点、誘導型磁気ヘッドと異なり、出力電圧は、ヘッドセンサー部と記録媒体との相対速度に依存しない。

【0003】従来より、MRヘッドにおいては、記録媒体からの磁束変化を感知して抵抗が変化するMR素子に

NiFe合金が用いられている。このNiFe合金は異方性磁気抵抗効果（以下、単に『AMR』と称する）に優れ、かつ軟磁性体であるため微小磁界での応答が良好である。

【0004】しかしながら、NiFe合金がMR素子として最適な作動をするためには、2つのバイアスが必要とされる。すなわち、第1には、MR素子の磁界応答性が線形になるように、磁気記録媒体面に垂直かつMR素子平面に平行に与えられる横バイアスが必要とされる。この横バイアスは、このNiFe合金の層と磁気分離層（例えば、Ta等から構成される）を介して接着されたソフトフィルムバイアス層（例えば、NiFeRh, NiFeCr等から構成される）に感知電流が流されることにより発生する。

【0005】第2には、MR素子内の多磁区が磁界への応答により磁壁移動する際に生じるバルクハウゼンジャンプノイズ（以下、単に『BHN』と称す）を抑制するための縦バイアスが必要とされる。この縦バイアスは、例えば、MR素子としてNiFe合金と反強磁性材料（例えば、FeMn）との積層膜により生じる交換結合磁界（以下、単に『Hua』と称する）により与えられる。このHuaは、強磁性材料と反強磁性材料との接触面において交換相互作用により生じる磁界である。

【0006】この交換結合によりMR素子であるNiFe合金に縦バイアスが働き、その結果NiFe合金の磁区構造が単磁区に近づきBHNを制御する。

【0007】このようなAMRを用いたMRヘッドは、MR素子がNiFe合金であるために、磁気抵抗変化率（以下、単に『MR変化率』と称する）は、2～3%程度である。そのため最近では、このNiFeに変わる膜として巨大磁気抵抗効果（以下、『GMR』と称する）を示す人工格子膜や、スピンバルブ膜（例えば、PHYSICAL REVIEW B 43巻, 1297頁, 1991年や、特開平4-358310号公報）が注目を集めている。GMRを示す膜の中でも、特に、スピンバルブ膜は、人工格子膜に比べて構造が容易で、動作磁界も小さいことからさらに注目を集めている。このスピンバルブ膜を磁気抵抗効果型再生ヘッドの磁気抵抗効果素子として実際に検討した例もIEEE TRANSACTION ON MAGNETICS 30巻, 3801頁, 1994年に報告されている。この報告されているスピンバルブ膜は、磁界に応答する軟磁性層（フリー層とも呼ばれNiFe等から構成される）と、強磁性層（NiFe, CoFe, CoFeNi等）および反強磁性層（FeMn）の2層膜で構成される固着層とを非磁性材料（Cu, Au, Ag等）を介して接合した磁性多層膜である。このスピンバルブ膜は、NiFe合金に比べて3～10%の非常に高いMR変化率を示す。このスピンバルブ膜のGMRは、磁界に対して自由に応答できる軟磁性層の磁化（Mf）と、固着層（強磁性層と反強磁性層の接触面で生じるHuaにより磁化方向が固定されている2

層膜）の磁化（Mp）が平行な場合にスピンバルブ膜の抵抗が最小になる。この時の抵抗をR0とする。また、MfとMpが反平行な場合には、スピンバルブ膜の抵抗が最大になる。この時の抵抗をRmとする。この時のGMR変化率は $(R_m - R_0) / R_0$ で与えられる。

【0008】両者の磁化の方向が平行な場合には、スピンバルブ膜中を流れる電流は、非磁性層と軟磁性層との界面および非磁性層と固着層との界面で電子がスピンによる散乱を受けることがなく、抵抗は最小となる。

【0009】これとは反対に、磁化の方向が反平行な場合には、スピンバルブ膜中を流れる電流は、非磁性層と軟磁性層との界面および非磁性層と固着層との界面で電子がスピンによる散乱を受け、抵抗が増大する。

【0010】AMRを用いたMRヘッド、およびGMRを用いたスピンバルブヘッド（MRヘッド）においては、いずれの場合も強磁性膜と反強磁性膜とを積層・接合させてHuaを生じさせる、いわゆるピン止め操作が必要である。AMRを用いたMRヘッドにおいては、縦バイアス磁界を発生させBHNを制御するためにピン止めを行うのであり、スピンバルブヘッドにおいては、磁化を固定するためにピン止めを行う。

【0011】Huaを生じさせる反強磁性膜の材料としては従来より $\gamma$ -FeMn合金や（USP第4103315号等）、NiOや、 $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>や、Fe, Co, Cu, Ge, Ni, Pt, Rhから選択された元素を含有するMnガンマ相合金（特公昭60-32330号公報）が知られている。また、FeMnにCrを添加したのもも提案されている（USP第4755897号等）。

【0012】しかしながら上記の反強磁性膜の材料は、耐食性あるいは熱安定性が十分であるとは言えず、腐食によるHuaの劣化や、温度変化によるHuaの劣化という問題が生じる。また、スピンバルブ膜においては、上記の問題に加えて、ブロッキング温度（Huaが零になる温度）が高いことが要望される。さらに製造過程において、いわゆる直交化熱処理を行うためにブロッキング温度がある範囲内にあり、ある程度任意にブロッキング温度が選定できることも要望される。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】本発明はこのような実状のものに創案されたものであって、その目的は、耐食性および熱安定性に優れ、Huaの劣化がなく、かつブロッキング温度が十分に高い反強磁性層（ピン止め層）の提供と、この反強磁性層（ピン止め層）特性を生かし、耐食性および熱安定性に優れ、磁場感度が高く、MR変化率が大きい磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子、およびそれを用いた磁気抵抗効果型ヘッド等の磁気変換素子を提供することにある。

【0014】

【課題を解決するための手段】このような課題を解決す

るために、本発明は、磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えており、前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （ $M$ は $Rh$ 、 $Pt$ 、 $Pd$ 、 $Au$ 、 $Ag$ 、 $Re$ から選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 30$ 、 $1 \leq y \leq 30$ 、 $69 \leq z \leq 90$ 、 $10 \leq x+y \leq 31$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0015】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下となるように構成される。

【0016】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x Rh_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 30$ 、 $1 \leq y \leq 30$ 、 $69 \leq z \leq 90$ 、 $10 \leq x+y \leq 31$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0017】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x Pt_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 30$ 、 $1 \leq y \leq 30$ 、 $69 \leq z \leq 90$ 、 $10 \leq x+y \leq 31$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0018】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （ $M$ は $Rh$ 、 $Pt$ 、 $Pd$ 、 $Au$ 、 $Ag$ 、 $Re$ から選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 24$ 、 $1 \leq y \leq 24$ 、 $75 \leq z \leq 85$ 、 $15 \leq x+y \leq 25$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0019】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層のブロッキング温度が160℃以上となるように構成される。

【0020】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層と前記強磁性層との交換結合エネルギーは0.06 eV/cm<sup>2</sup>以上となるように構成される。

【0021】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層と前記強磁性層の温度-交換結合エネルギーの関係において、80~130℃の温度係数が $-2 \times 10^{-4} \sim -8 \times 10^{-4}$  eV/cm<sup>2</sup>℃となるように構成される。

【0022】本発明の好適な態様として、前記磁性多層膜は、巨大磁気抵抗を示すスピバルブタイプの膜として構成される。

【0023】本発明の好適な態様として、スピバルブタイプの膜において、前記軟磁性層は、非磁性金属層側からCoまたはCoを80重量%以上含む合金からなる第1の軟磁性層と、 $(Ni_x Fe_{1-x})_y Co_{1-y}$

（ $0.7 \leq x \leq 0.9$ 、 $0.5 \leq y \leq 0.8$ （ $x$ および $y$ の単位は重量%））からなる第2の軟磁性層を有して構成され、前記非磁性金属層は、 $Au$ 、 $Ag$ および $Cu$ の中から選ばれた少なくとも1種を含む材料から構成される。

【0024】本発明の好適な態様として、前記磁性多層膜は、異方性磁気抵抗効果を示す膜として構成される。

【0025】本発明の好適な態様として、異方性磁気抵抗効果を示す膜において、前記軟磁性層は、 $NiFe$ 合金に $Rh$ 、 $Cr$ 、 $Ta$ 、 $Nb$ 、 $Zr$ および $Hf$ の中から少なくとも1種を含有し、横バイアス層として機能する層であり、前記非磁性金属層は、 $Ta$ 、 $Ti$ 、 $Al_2O_3$ または $SiO_2$ からなり、非磁性分離層として機能する層であるように構成される。

【0026】また、本発明は、磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えており、前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （ $M$ は $Rh$ 、 $Pt$ 、 $Pd$ 、 $Au$ 、 $Ag$ 、 $Re$ から選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 59$ 、 $1 \leq y \leq 59$ 、 $40 \leq z \leq 58$ 、 $42 \leq x+y \leq 60$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0027】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x Rh_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 59$ 、 $1 \leq y \leq 59$ 、 $40 \leq z \leq 58$ 、 $42 \leq x+y \leq 60$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0028】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x Pt_y Mn_z$ （ $1 \leq x \leq 59$ 、 $1 \leq y \leq 59$ 、 $40 \leq z \leq 58$ 、 $42 \leq x+y \leq 60$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0029】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$ （ $M$ は $Rh$ 、 $Pt$ 、 $Pd$ 、 $Au$ 、 $Ag$ 、 $Re$ から選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 54$ 、 $1 \leq y \leq 54$ 、 $45 \leq z \leq 54$ 、 $46 \leq x+y \leq 55$ （ $x$ 、 $y$ 、および $z$ の単位は原子%））から構成される。

【0030】また、本発明は、磁気抵抗効果素子と、導体膜と、電極部とを含む磁気変換素子であって、前記導体膜は、前記電極部を介して前記磁気抵抗効果素子と導通しており、前記磁気抵抗効果素子は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成され



たピン止め層とを有する磁性多層膜を備えており、前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 30$  ( $x$ の単位は原子%)) から構成される。

【0031】本発明の好適な態様として、前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$  ( $18 \leq x \leq 27$  ( $x$ の単位は原子%)) から構成される。

【0032】また、本発明は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子であって、前記ピン止め層は $Ru_x M_y Mn_z$  ( $M$ はRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  ( $x$ ,  $y$ , および $z$ の単位は原子%)) から構成される。

【0033】また、本発明は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子であって、前記ピン止め層は、 $Ru_x M_y Mn_z$  ( $M$ はRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種であり、 $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  ( $x$ ,  $y$ , および $z$ の単位は原子%)) から構成される。

【0034】また、本発明は、非磁性金属層と、非磁性金属層の一方の面に形成された強磁性層と、非磁性金属層の他方の面に形成された軟磁性層と、前記強磁性層の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上（非磁性金属層と接する面と反対側の面）に形成されたピン止め層とを有する磁性多層膜を備えてなる磁気抵抗効果素子であって、前記ピン止め層は、 $Ru_x Mn_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 30$  ( $x$ の単位は原子%)) から構成される。

【0035】上記の本発明によれば、ピン止め層（反強磁性層）をRu-Mn系またはRu-M-Mn系の組成から構成し、( $M$ はRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種)さらには、ピン止め層の不純物濃度も規定しているので耐食性および熱安定性に優れ、磁場感度が高く、MR変化率が大きい磁性多層膜を有する磁気抵抗効果素子、およびそれを用いた磁気抵抗効果型ヘッド等の磁気変換素子の提供が実現できる。

【0036】

【発明の実施の態様】以下、本発明の具体的実施の態様について詳細に説明する。

【0037】図1は、本発明の磁気抵抗効果素子3の好適な一例を示す断面図である。この実施の態様におい

て、磁気抵抗効果素子3は、巨大磁気抵抗効果を示すスピンバルブ膜としての磁性多層膜（以下単に、磁性多層膜1と称す）を備えてなる。図1に示されるように、磁性多層膜1は、非磁性金属層30と、この非磁性金属層30の一方の面に形成された強磁性層40と、非磁性金属層30の他方の面に形成された軟磁性層20と、強磁性層40の磁化の向きをピン止めするために強磁性層40の上（ここで言う『上』とは、非磁性金属層30と接する面と反対側の面を意味する）に形成されたピン止め層50を有する積層体構造をなしている。

【0038】これらの積層体は、図1に示されるように、通常、基板5の上に形成され、これらが基板5側から、下地層7を介して、軟磁性層20、非磁性金属層30、強磁性層40、ピン止め層50の順に積層されている。このピン止め層50の上には、図示のごとく、通常、酸化防止のための保護層80が形成される。

【0039】この実施の態様における磁性多層膜1（スピンバルブ膜）では、外部から加わる信号磁界の向きに応じて非磁性金属層30を介して、その両側に隣接して形成された軟磁性層20と強磁性層40との互いの磁化の向きが実質的に異なることが必要である。その理由は、本発明の原理が、非磁性金属層30を介して形成された軟磁性層20と強磁性層40の磁化の向きがズレているとき、伝導電子がスピンに依存した散乱を受け、抵抗が増え、磁化の向きが互いに逆向きに向いたとき、最大の抵抗を示すことにあるからである。すなわち、本発明では、図2に示されるように外部からの信号磁場がプラス（記録媒体90の記録面93から向かって上向き（符号92で表される）であるとき、隣合った磁性層の磁化の方向が互いに逆向きの成分が生じ、抵抗が増大するのである。

【0040】ここで、本発明の磁気抵抗効果素子に用いられる（スピンバルブ）磁性多層膜における、磁気記録媒体からの外部信号磁場と、軟磁性層20と強磁性層40の互いの磁化の方向、及び電気抵抗の変化の関係を説明する。

【0041】今、本発明の理解を容易にするために、図1に示されるごとく、1つの非磁性金属層30を介して1組の軟磁性層20と強磁性層40とが存在する最もシンプルな磁性多層膜の場合について、図2を参照しつつ説明する。

【0042】図2に示されるように、強磁性層40は後に述べる方法によって媒体面に向かって下向き方向にその磁化をピン止めされている（符号41）。もう一方の軟磁性層20は、非磁性金属層30を介して形成されているので、その磁化方向は外部からの信号磁界によって向きを変える（符号21）。このとき、軟磁性層20と強磁性層40の磁化の相対角度は、磁気記録媒体90からの信号磁界の向きによって大きく変化する。その結果、磁性層内に流れる伝導電子が散乱される度合いが変

化し、電気抵抗が大きく変化する。

【0043】これによってパーマロイの異方性磁気抵抗効果とはメカニズムが本質的に異なる大きなMR (Magnetoresistance) 効果が得られる。

【0044】軟磁性層20、強磁性層40と、ピン止め効果を示すピン止め層50の磁化の向きが外部磁場に対して相対的に変化する。それらの磁化の向きの変化が磁化曲線とMR曲線とに対応させて図3に示される。ここでは、ピン止め層50により、強磁性層40の磁化は全てマイナス方向(記録媒体90の記録面から向かって下向き)に固定されている。外部信号磁場がマイナスの時は軟磁性層20の磁化もマイナス方向を向く。いま、説明を簡単にするために軟磁性層20、強磁性層40の保磁力を0に近い値とする。信号磁場Hが $H < 0$ の領域

(I)では、まだ軟磁性層20および強磁性層40の両磁性層の磁化方向は一方を向いている。

【0045】外部磁場を上げてHが軟磁性層20の保磁力を超えると軟磁性層の磁化方向は信号磁場の方向に回転し、軟磁性層20および強磁性層40のそれぞれの磁化の向きが反平行となるのにつれて磁化と電気抵抗が増加をする。そして一定値となる(領域(II)の状態)。このときピン止め層50により、あるピン止め磁場 $H_{ua}$ が働いている。信号磁場がこの $H_{ua}$ を越えると強磁性層40の磁化も信号磁場の方向に回転し、領域(III)で軟磁性層20および強磁性層40のそれぞれの磁化方向は、一方に揃って向く。このとき、磁化はある一定値に、MR曲線は0となる。

【0046】逆に信号磁場Hが減少するときは、今までと同様に、軟磁性層20および強磁性層40の磁化反転に伴い、領域(III)から(II)、(I)と順次変化する。ここで領域(II)のはじめの部分で、伝導電子がスピンの依存した散乱を受け、抵抗は大きくなる。領域(II)のうち、強磁性層40はピン止めされているためほとんど磁化反転はしないが、軟磁性層20は直線的にその磁化を増加させるため、軟磁性層20の磁化変化に対応し、スピンの依存した散乱を受ける伝導電子の割合が徐々に大きくなる。すなわち、軟磁性層20に例えば $H_c$ の小さな $Ni_{0.8}Fe_{0.2}$ を選び、適当な異方性磁場 $H_k$ を付与することにより、 $H_k$ 付近以下の数0e~数100eの範囲の小外部磁場で抵抗変化が直線的、かつ大きな抵抗変化率を示す磁性多層膜が得られる。

【0047】本発明において、各薄膜層の膜厚にはそれぞれ好適な範囲がある。非磁性金属層の層厚は15~40Åの範囲がよい。非磁性金属層の層厚が40Åより厚くなると、この層内にもみ流れる伝導電子の割合が増えてしまい、全体のMR変化が小さくなってしまいうので都合が悪い。また、この層厚が15Åより薄くなってしまうと、軟磁性層20と強磁性層40間の強磁性的な磁気結合が強くなってしまい、大きなMR効果を実現するためのスピンの反平行状態が得られなくなってしまう。一

方、伝導電子は非磁性金属層と軟磁性層20および強磁性層40との界面部分で散乱を受けるので、これら2つの磁性層20、40の厚さが200Åより厚くなっても実質的な効果の向上はない。むしろ全体の膜厚が厚くなるので都合が悪い。これら2層の磁性層20、40の厚さは16Å以上とすることが好ましい。これより薄くなると、耐熱性と加工耐性が劣化してしまう。

【0048】以下、上述してきた磁気抵抗効果素子3の各構成について詳細に説明する。この磁気抵抗効果素子における第一の特徴点は、ピン止め層50の組成にある。

【0049】本発明のピン止め層50は、 $Ru_x M_y M_n z$ 系(MはRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種)または $Ru_x Mn_{1-x}$ 系からなる。

【0050】まず、最初に $Ru_x M_y M_n z$ 系からなるピン止め層50について説明する。この系において、Mは上述したようにRh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種の元素であり、Mを1種のみ選定した場合には、3元素の組成となり、Mを2種以上選定した場合には、4元素以上の組成となる。上記Mのすべての範囲において、本発明の効果を発現できるが、中でも、特に、RhまたはPtを選定した3元素とするのがよい。

【0051】 $Ru_x M_y M_n z$ 系について、x, y, およびzは、それぞれ各元素の組成の割合を示し、単位は原子%である。本発明の $Ru_x M_y M_n z$ 系においては、大きく分けて2つの好適な組成範囲が存在する。その一つが、(1)  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$ で規定される範囲であり、もう一つが(2)  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ で規定される範囲である。

【0052】前記(1)  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$ で規定される範囲において、好ましくは、 $1 \leq x \leq 24$ ,  $1 \leq y \leq 24$ ,  $75 \leq z \leq 85$ ,  $15 \leq x+y \leq 25$ で規定される範囲であり、より好ましくは、 $1 \leq x \leq 22$ ,  $1 \leq y \leq 22$ ,  $77 \leq z \leq 82$ ,  $18 \leq x+y \leq 23$ で規定される範囲である。このような組成範囲において、zの値が69原子%未満となり、x+yの値が31原子%を超えると、交換結合磁界 $H_{ua}$ の値およびブロッキング温度 $T_b$ ( $H_{ua}$ の値が零となる温度として定義される)が共に低下してしまうという不都合が生じる。また、zの値が90原子%を超えてx+yの値が10原子%未満となると、上記と同様に、交換結合磁界 $H_{ua}$ の値およびブロッキング温度 $T_b$ が共に低下してしまい、さらにはMnの増加にともない耐食性が低下するという不都合も生じる。この組成範囲においては、MとMnとの不規則合金が形成され、そのため、ピン止め層50全体が反強磁性



を示し良好な交換結合磁界Huaが得られるものと考えられる。また、 $10 \leq x+y \leq 31$ の範囲で組成を調整することによって、ブロッキング温度Tbの温度を、例えば、 $160^\circ\text{C} \sim 250^\circ\text{C}$ の範囲で任意に設定できる。これによって、スピンバルブ膜に必要な磁化の直交化（軟磁性層20の磁化と強磁性層40の磁化の直交化（外部磁場零の時））がスムーズに行える。

【0053】前記(2)  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ で規定される範囲において、好ましくは、 $1 \leq x \leq 57$ ,  $1 \leq y \leq 57$ ,  $42 \leq z \leq 57$ ,  $43 \leq x+y \leq 58$ で規定される範囲であり、より好ましくは、 $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 55$ ,  $45 \leq x+y \leq 55$ 、さらにより好ましくは、 $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 54$ ,  $46 \leq x+y \leq 55$ で規定される範囲である。このような組成範囲においては、極めて良好な交換結合磁界Hua、ブロッキング温度Tb、および耐食性を示す。このような組成範囲において、zの値が40原子%未満となり、x+yの値が60原子%を超えると、交換結合磁界Huaの値が急激に減少してしまうという不都合が生じる。また、zの値が58原子%を超えてx+yの値が42原子%未満となると、上記と同様に、交換結合磁界Huaの値が急激に減少してしまうという不都合が生じる。この(2)  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ で規定される範囲では、Mnと他の元素が略1:1の規則合金を形成するために、極めて優れた交換結合磁界Hua、およびブロッキング温度Tbを示すものと考えられる。さらにMn量が少ないために耐食性も極めて優れたものとなっている。また、 $42 \leq x+y \leq 60$ の範囲で組成を調整することによって、Tbの温度を、例えば、 $160^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ の範囲で任意に設定できる。これによって、スピンバルブ膜に必要な磁化の直交化（軟磁性層20の磁化と強磁性層40の磁化の直交化（外部磁場零の時））がスムーズに行える。

【0054】次いで、 $\text{Ru}_x\text{Mn}_{100-x}$ 系からなるピン止め層50について説明する。この2元系のピン止め層50において、xの範囲（xの単位は原子%）は、 $15 \leq x \leq 30$ 、好ましくは $18 \leq x \leq 27$ 、より好ましくは $20 \leq x \leq 25$ に設定される。このxの値が、15原子%未満となったり、30原子%を超えたりすると交換結合磁界Huaが減少して好ましくない。なお、このRu-Mn系に上記のMを添加させると、上述のごとくさらに交換結合磁界Hua、ブロッキング温度Tbが向上する。

【0055】上述してきたピン止め層50のブロッキング温度Tbは、 $160^\circ\text{C}$ 以上、特に、 $160 \sim 400^\circ\text{C}$ であり、極めて高い熱安定性を示す（ちなみに、従来より用いられているFeMnは $150^\circ\text{C}$ 程度である）。

【0056】また、本発明で用いられるピン止め層50

と前記強磁性層40との交換結合エネルギーJkは、 $0.06 \text{ erg/cm}^2$ 以上、特に、 $0.08 \sim 0.18 \text{ erg/cm}^2$ という極めて高い値を示す。この交換結合エネルギーJkは、強磁性層40の磁化を固定する（ピン止めする）強さを示しており、交換結合エネルギーJkは、（強磁性層飽和磁化） $\times$ （Hua） $\times$ （膜厚）で求められる。

【0057】さらに、ピン止め層50と強磁性層40の温度-交換結合エネルギーの関係において、 $80 \sim 130^\circ\text{C}$ の温度係数Tcは、 $-2 \times 10^{-4} \sim -8 \times 10^{-4} \text{ erg/cm}^2/^\circ\text{C}$ の範囲にあるものが温度安定性の観点から好ましい。この温度係数Tcは、以下のように定義する。すなわち、温度T-交換結合エネルギーJkの関係を示すグラフにおいて、微分値 $d(Jk)/d(T)$ を $80 \sim 130^\circ\text{C}$ の範囲内で、 $80^\circ\text{C}$ と $130^\circ\text{C}$ の2点求め、求めた2点の値を算術平均して、この平均値を温度係数Tc値として定義する。

【0058】さらにピン止め層50は、その層に含有される酸素濃度が5000原子ppm以下、好ましくは3000原子ppm以下、炭素濃度が5000原子ppm以下、好ましくは3000原子ppm以下、硫黄濃度が5000原子ppm以下、好ましくは3000原子ppm以下、塩素濃度が5000原子ppm以下、好ましくは3000原子ppm以下であるように構成するのがよい。酸素濃度が高くなると、ピン止め層50に含有されるMnが酸化され、反強磁性層としての特性（例えば、Hua、Tb、Jkなど）が劣化する。また、このピン止め層50と接して積層される強磁性層40の磁気特性も劣化するし、耐熱性にも悪影響を及ぼす。同様に、ピン止め層50中の炭素、硫黄、および塩素も、上記の濃度を超えると反強磁性層としての特性を劣化させる。そのため、上記の不純物濃度を超えないように薄膜形成条件を設定する必要がある。なお、上記の不純物濃度の下限に制限はなく、できるだけ零に近づけることが好ましい。

【0059】このピン止め層50の厚さは、 $50 \text{ \AA} \sim 1000 \text{ \AA}$ 、好ましくは $60 \text{ \AA} \sim 800 \text{ \AA}$ 、より好ましくは $70 \text{ \AA} \sim 500 \text{ \AA}$ 、更に好ましくは $70 \text{ \AA} \sim 300 \text{ \AA}$ の範囲とするのがよい。ピン止め層50の厚さが、 $50 \text{ \AA}$ より薄くなると交換結合磁界Huaやブロッキング温度Tbが急激に小さくなってしまふ。逆に厚い分は余り問題がないが、あまり厚すぎるとMRヘッドとしてのギャップ長（シールド-シールド間の長さ）が大きくなってしまい、超高密度磁気記録に適さなくなってしまう。従って、 $1000 \text{ \AA}$ より小さいほうがよい。

【0060】このようなピン止め層50は、イオンビームスパッタ法、スパッタリング法、反応性蒸着法、分子線エビタキシー法(MBE)等の方法を用いて形成される。これら、製膜方法に特に限定はない。

【0061】前記強磁性層40は、Fe、Ni、Co、

10

20

30

40

50

Mn, Cr, Dy, Er, Nd, Tb, Tm, Ce, Gd等やこれらの元素を含む合金や化合物から構成されるが、特に、 $(\text{Co}_z \text{Ni}_{1-z})_w \text{Fe}_{1-w}$  (ただし、重量で  $0.4 \leq z \leq 1.0$ ,  $0.5 \leq w \leq 1.0$  である) で表される組成で構成することが好ましい。これらの組成範囲を外れると、大きな電気抵抗の変化が得られなくなるという不都合が生じる。

【0062】このような強磁性層40の厚さは、16～100Å、より好ましくは、20～60Åとされる。この値が、16Å未満となると、磁性層としての特性が失われる。この一方で、この値が100Åを超えると、前記ピン止め層50からのピン止め力が小さくなり、この強磁性層のスピンのピン止め効果が十分に得られなくなる。

【0063】このような強磁性層40は上述のごとくピン止め層50と直接接しているため、両者に直接層間相互作用が働き、強磁性層40の磁化回転が阻止される。一方、後に詳述する軟磁性層20は、外部からの信号磁場により、自由にその磁化を回転させることができる。その結果、軟磁性層20と強磁性層40との両者の磁化に相対的な角度が生み出され、この磁化の向きの違いに起因した大きなMR効果が得られる。

【0064】前記軟磁性層20は、軟磁性特性を示すFe, Ni, Co等やこれらの元素を含む合金や化合物から構成されるが、保磁力Hcの小さな磁性層を用いた方がMR曲線の立ち上がりが急峻となり、好ましい結果が得られる。軟磁性層20を下記に示すような2層構造にすることは、特に好ましい態様である。すなわち、非磁性金属層30側からCo(コバルト)単体あるいはCoを80重量%以上含む合金より構成された第1の軟磁性層と、 $(\text{Ni}_x \text{Fe}_{1-x})_y \text{Co}_{1-y}$  (ただし、重量で  $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$ ) で表わされる組成である第2の軟磁性層との2層積層体として構成する。このような構成とすることにより、Coリッチな第1の軟磁性層が拡散ブロッキング層として働き、第2の軟磁性層側から非磁性金属層30側へとNiの拡散を防止することができる。また、Coリッチな第1の軟磁性層は電子の散乱能力を増大させるため、MR変化率が向上するという効果も発現する。なお、第2の軟磁性層は、ソフト磁性を維持させるために上記組成範囲内で形成される。

【0065】このような軟磁性層20の厚さは、20～150Å、好ましくは、30～120Å、さらに好ましくは、50～100Åとされる。この値が、20Å未満となると、良好な軟磁性層としての特性が得られない。この一方で、この値が150Åを超えると、多層膜全体の厚さが厚くなり、磁性多層膜全体の抵抗が大きくなり、MR効果が減少してしまう。なお、軟磁性層20を上記のように2層積層体とした場合には、Coリッチの第1の軟磁性層の厚さを、4Å以上確保すればよい。

【0066】このような軟磁性層20と前記強磁性層40との間に介在される非磁性金属層30は、効率的に電子を導くために、伝導性のある金属が望ましい。より具体的には、Au、Ag、およびCuの中から選ばれた少なくとも1種、またはこれらの少なくとも1種以上を60wt%以上含む合金等が挙げられる。

【0067】このような非磁性金属層30の厚さは、15～40Åであることが好ましい。この値が15Å以下になると、このものを介して配置されている軟磁性層20と強磁性層40とが交換結合してしまい、軟磁性層20と強磁性層40とのスピンのそれぞれ独立に機能しなくなってしまうという不都合が生じる。この値が40Åを超えると、上下に位置する軟磁性層20と強磁性層40の界面で散乱される電子の割合が減少してしまい、MR変化率の減少が起こってしまうという不都合が生じる。

【0068】保護層80は、成膜プロセスの過程での磁性多層膜表面の酸化を防止し、その上部に形成される電極材料とのぬれ性や、密着強度の向上という目的のために形成され、このものは、Ti, Ta, W, Cr, Hf, Zr, Zn等の材料より形成される。厚さは、通常、30～300Å程度とされる。

【0069】基板5は、ガラス、ケイ素、MgO, GaAs, フェライト、アルティック、CaTiO<sub>3</sub>等の材料により形成される。厚さは、通常、0.5～10mm程度とされる。

【0070】各層の材質及び層厚を上記のように規定し、さらに、少なくとも軟磁性層20の成膜時に、後述する膜面内の一方に外部磁場を印加して、異方性磁界Hkを2～200e、より好ましくは2～160e、特に2～100e付与することが好ましい。

【0071】軟磁性層の異方性磁界Hkが20e未満となると、保磁力と同程度となってしまう、0磁場を中心とした直線的なMR変化曲線が実質的に得られなくなるため、MR素子としての特性が劣化する。また200eより大きいと、この膜をMRヘッド等に適用した場合、出力が低下しやすく、かつ分解能が低下する。ここでこれらのHkは、外部磁場として成膜時に10～3000eの磁場を印加することで得られる。外部磁場が100e以下ではHkを誘起するのに十分ではないし、また、3000eを越えても効果は変わらないが、磁場発生のためのコイルが大きくなってしまい、費用もかさんで非効率的である。

【0072】上述してきた磁性多層膜1をそれぞれ繰り返し積層したものを、磁気抵抗効果素子とすることもできる。磁性多層膜の繰り返し積層回数nに特に制限はなく、目的とする磁気抵抗変化率等に応じて適宜選択すればよい。昨今の磁気記録の超高密度化に対応するためには、磁性多層膜の全層厚が薄いほど良い。しかし薄くなると通常、MR効果は同時に小さくなってしまいが、本

発明に用いられる磁性多層膜は、繰り返し積層回数  $n$  が 1 の場合でも十分実用に耐えうる多層膜を得ることができる。また、積層数を増加するに従って、抵抗変化率も増加するが、生産性が悪くなり、さらに  $n$  が大きすぎると素子全体の抵抗が低くなりすぎて実用上の不便が生じることから、通常、 $n$  を 10 以下とするのが好ましい。 $n$  の好ましい範囲は 1~5 である。

【0073】前記磁性多層膜 1 の各層の成膜は、イオンビームスパッタ法、スパッタリング法、蒸着法、分子線エピタキシー法 (MBE) 等の方法で行なわれる。磁性多層膜 1 の成膜に際して (特に、強磁性層 40 およびピン止め層 50 の成膜に際して)、真空成膜装置内の到達圧力を  $1 \times 10^{-7}$  Torr 以下とし、成膜中の水および酸素分圧が  $1 \times 10^{-7}$  Torr 以下の雰囲気中で成膜を行うことが好ましい。このような成膜条件を設定することにより、交換結合磁界  $H_{\text{ua}}$  の向上が実現できて好ましい。基板 5 としては、前述したようにガラス、ケイ素、 $\text{MgO}$ 、 $\text{GaAs}$ 、フェライト、アルティック、 $\text{CaTiO}_3$  等を用いることができる。成膜に際しては、前述したように軟磁性層 20 成膜時に、膜面内の一方向に 10~3000e の外部磁場を印加することが好ましい。これにより、軟磁性層 20 に異方性磁場  $H_k$  を付与することができる。なお、外部磁場の印加方法は、軟磁性層 20 成膜時のみ、磁場の印加時期を容易に制御できる。例えば電磁石等を備えた装置を用いて印加し、ピン止め層 50 成膜時は印加しない方法であってもよい。あるいは、成膜時を通して常に一定の磁場を印加する方法であってもよい。

【0074】また、前述したように、少なくとも軟磁性層 20 の成膜時に膜面内の一方向に外部磁場を印加して異方性磁場  $H_k$  を誘起することで、さらに高周波特性を優れたものとすることができる。

【0075】さらに、ピン止め層 50 を成膜する際には、軟磁性層 20 を成膜する際の印加磁場の方向と垂直方向に磁場を印加すると良い。つまり磁性多層膜の膜面内でかつ、測定電流と直角方向となる。ここで印加する磁場の大きさは 10~3000e の範囲にあればよい。これにより、ピン止め層 50 により強磁性層 40 の磁化の方向が確実に印加磁場方向 (測定電流と直角方向) に固着され、信号磁場によってその向きを容易に変えうる軟磁性層 20 の磁化と最も合理的に反平行状態を作り出すことができる。もっともこれは必要条件ではなく、反強磁性層を成膜する際、および軟磁性層を成膜する際に印加する磁場の方向が同じ向きであっても良い。この時は磁性多層膜の成膜後、工程中で 200℃ 程度の熱処理を行う際に、短冊短辺方向 (軟磁性層 20 を成膜する際の印加磁場の方向と垂直方向) に磁場を印加しながら、温度を下げていくと良い。

【0076】次に、前記実施の態様で説明した、磁性多層膜 1 を備える磁気抵抗効果素子 3 の発明を進展させ、

電子の流れる経路を詳細に検討し、磁気変換素子の発明に至った。ここでいう磁気変換素子とは、磁気抵抗効果素子、導電膜および電極部を含んでなるものであって、より具体的には、磁気抵抗効果型ヘッド (MRヘッド)、MRセンサ、強磁性メモリ素子、角度センサ等を含む広い概念のものである。また、本発明における磁気抵抗効果型ヘッド (MRヘッド) には、巨大磁気抵抗効果 (GMR) を示す磁性多層膜を備えるスピンバルブヘッドや、異方性磁気抵抗効果 (AMR) を示す磁性多層膜を備える MRヘッドが含まれる。

【0077】ここでは、磁気変換素子の一例として、磁気抵抗効果型ヘッド (MRヘッド) におけるスピンバルブヘッドを採り挙げて、以下、説明する。

【0078】図 4 に示されるように磁気抵抗効果型ヘッド (MRヘッド) 150 は、信号磁場を感磁するための感磁部分としての磁気抵抗効果素子 200 と、この磁気抵抗効果素子 200 の両端部 200a、200a に形成された電極部 100、100 とを有している。そして、感磁部分としての磁気抵抗効果素子 200 の端部 200a、200a は、その両端部全体が電極部 100、100 に接する状態で接続されていることが好ましい。なお、導体膜 120、120 は、前記電極部 100、100 を介して磁気抵抗効果素子 200 と導通している。本発明では、後の説明をわかりやすくするために、便宜上、導体膜 120 と電極部 100 とに分けているが、導体膜 120 と電極部 100 は、本来一体的に薄膜形成法により形成されている場合が多く、これらは一つ部材と考えてもよいものである。

【0079】MRヘッドにおける感磁部分としての磁気抵抗効果素子 200 は、前記図 1 に示される磁性多層膜 1 を有する磁気抵抗効果素子 3 と実質的に同様な積層構造のものが用いられる。すなわち、磁気抵抗効果素子 200 は、図 1 に示される磁性多層膜を有する磁気抵抗効果素子 3 に置換され、その結果、磁気抵抗効果素子 200 は、非磁性金属層 30 と、非磁性金属層 30 の一方の面に形成された強磁性層 40 と、非磁性金属層 30 の他方の面に形成された軟磁性層 20 と、前記強磁性層 40 の磁化の向きをピン止めするために強磁性層 40 の上 (非磁性金属層 30 と接する面と反対側の面) に形成されたピン止め層 50 とを有している。

【0080】ここで重要な点は、以上のようにして形成した磁気抵抗効果素子 200 は、いわゆるスピンバルブ型の磁気抵抗変化を示すという点である。スピンバルブ型の磁気抵抗変化とは、非磁性金属層 30 と、非磁性金属層 30 の一方の面に形成された強磁性層 40 と、非磁性金属層 30 の他方の面に形成された軟磁性層 20 と、前記強磁性層 40 の磁化の向きをピン止めするために強磁性層の上に形成されたピン止め層 50 とを有する磁性多層膜において、外部の信号磁界が 0 の時に軟磁性層 20 とピン止めされた強磁性層 40 のスピンの成す角度

が、鋭角方向から見てほぼ、90度近く設定されているものをいう。実際は45～90度の角度であることが多いが、特に好ましくは90度（磁化の直交化）に設定するのがよい。磁気抵抗効果曲線（MR曲線）が、外部磁場が0のときを中心にしてプラス、マイナスの外部磁場に対し、左右非対称となるようにするためである。

【0081】この磁化の直交化を図るために、磁性多層膜1をピン止め層50のブロッキング温度 $T_b$ 以上で磁場中で真空熱処理を行う必要がある。この処理を直交化熱処理と呼び、この時の温度を直交化温度と呼ぶ。成膜中に印加する磁場であらかじめ直交化させておくことによっても実現可能である。しかしながら、その後のヘッド製造プロセスでうける不可避の熱によって、その直交状態が乱されてしまう。従って、好ましくはヘッド製造プロセスの最後に直交化熱処理を行うのがよい。この直交化熱処理の際、ピン止め層50の磁化方向のみ変化させることが望ましい。この直交化温度はブロッキング温度 $T_b$ よりも高く、軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも低いことが望ましい。従って、ブロッキング温度 $T_b$ が、軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも高い場合に、直交化熱処理を行うと、軟磁性層20の磁化方向が外部磁界に対して磁化容易軸方向となり、外部磁界に対する磁気抵抗効果曲線にヒステリシスを持ってしまい線形性に問題が生じる。また、ブロッキング温度 $T_b$ が軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも低過ぎる場合には、磁気記録システム内のMRセンサ動作中、およびスピナルブヘッド作製プロセス時に加わる温度により交換結合磁界 $H_{ex}$ の劣化が生じ、スピナルブ膜として機能できないという問題がある。つまり、軟磁性層20の誘導磁気異方向性が消失する温度よりも少し低い温度にブロッキング温度 $T_b$ をもつピン止め層50を形成し、直交化熱処理を行うことが好ましい。本発明においては、ピン止め層50の組成を上述した範囲内で適宜設定することにより、160～400℃の範囲のブロッキング温度 $T_b$ が選定可能となる。直交化熱処理は、150～410℃程度の範囲で行われる。

【0082】図4に示されるように磁気抵抗効果型ヘッド（MRヘッド）150には、磁気抵抗効果素子200および電極部100、100を上下にはさむようにシールド層300、300が形成されるとともに、磁気抵抗効果素子200とシールド層300、300との間の部分には非磁性絶縁層400が形成される。

【0083】ここで感磁部分としての磁気抵抗効果素子200に用いられる強磁性層40、非磁性金属層30、軟磁性層20およびピン止め層50は、それぞれ、前記磁性多層膜の実施例で述べたものと同様の材質、厚さのものをを用いることが望ましい。

【0084】図4に示すように、電流を流す電極部100を磁気抵抗効果素子200の積層方向にその端部20

0a、200a全体が接する構造とする。すると、電子は軟磁性層20と強磁性層40に挟まれた部分を中心に流れつつ、軟磁性層20と強磁性層40とのスピンの方向によって磁気散乱され、素子の抵抗が大きく変化する。したがって微小な外部磁場の変化を大きな電気抵抗の変化として検出することができるのである。

【0085】MR曲線の立ち上がり部分を規定するのは軟磁性層20の磁化回転である。より急峻なMR曲線の立ち上がりを得るためには、軟磁性層20が信号磁場に対し、完全に磁化回転によりその磁化の向きを変えていくことが望ましい。しかし、実際は軟磁性層20に磁区が発生してしまい、信号磁場に対し磁壁移動と磁化回転が同時に起こってしまう。その結果、バルクハウゼンノイズが発生し、MRヘッド特性が安定しなくなっていた。

【0086】そこで発明者等は鋭意、研究を進めた結果、図5に示されるように、感磁部分である磁気抵抗効果素子200と測定電流を流すための電極部100との間に、例えば、CoPtCrからなる厚さ50nmの連結用硬磁性層500を、それぞれ介在させることにより、上記ノイズの改善が図られることを確認した。もちろん、この場合、連結用硬磁性層500と磁気抵抗効果素子200の端部200a、200aの全体が連結用硬磁性層500と接触する状態で接続されている。磁気抵抗効果素子（磁性多層膜）に隣接して形成された連結用硬磁性層500、500は、磁性多層膜を構成している軟磁性層と磁気的に直接接触する。この付加された連結用硬磁性層500は、磁性多層膜中の軟磁性層の磁区を単磁区構造に近づけ、磁区構造を安定化する効果がある。その結果、磁性多層膜中の軟磁性層は信号磁場に対し、磁化回転モードで動作し、ノイズのない、良好な特性を得ることができる。なお、電極部100は、Ta、Cu、W、Ti、およびAuを単体または複合させたものであり、単層ないしは多層の構造が採択される。

【0087】また、本願発明のスピナルブ膜を備えるMRヘッドは、図6に示されるようなヘッド構造とすることが特に好ましい。すなわち、感磁部分である磁気抵抗効果素子200と測定電流を流すための電極部100との間に、図示のごとく磁気抵抗効果素子200側から連結用軟磁性層520および反強磁性層800（ないしは硬磁性層800）を順次介在させる。しかも、連結用軟磁性層520および反強磁性層800（ないしは硬磁性層800）の一方端側は、磁気抵抗効果素子200の上部200a（軟磁性層に近い方向）の一部分を覆うように、かつ他方端側は図示のごとく電極部100下面101まで潜り込んで形成される。さらに、電極部100のヘッド中央側に位置する端部102は、磁気抵抗効果素子200の上部200a（軟磁性層に近い方向）の一部分を覆い、かつ、連結用軟磁性層520および反強磁性層800の上部端部520a、800aをもそれぞれ

覆うように形成される。なお、連結用軟磁性層520としては、例えば、NiFe, NiFeCr, NiFeRh, NiFeRu, CoZrNb, FeAlSi, FeZrN等(厚さ10nm程度)が用いられ、反強磁性層800としては、Ru<sub>5</sub>Rh<sub>15</sub>Mn, NiMn, FeMn, PtMn,  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等(厚さ50nm程度)が用いられ、硬磁性層800としては、CoPt, CoPtCr等(厚さ50nm程度)が用いられる。

【0088】このような構成とすることにより、磁気抵抗効果素子200に形成される連結用軟磁性層520および反強磁性層800の両方の効果によって極めて効率的に縦バイアスを付与することができ、バルクハウゼンノイズを抑制したMRヘッド特性が得られる。また、電極部100の端部102が、前述のように磁気抵抗効果素子200を覆うように形成されていることにより、素子端部での信号磁場の低下がなく、しかも1 $\mu$ m以下のような狭トラック幅の形成が容易なMRヘッドが提供できる。

【0089】これらMRヘッドを製造する場合、その製造工程の中でパターニング、平坦化等でベーキング、アニーリング、レジストキュア等の熱処理が不可避である。

【0090】一般的に、上述の磁性多層膜を有する磁気抵抗効果素子では、構成する各層の厚さ故、耐熱性が問題となる場合が多かった。本発明による磁気抵抗効果素子(磁性多層膜)では磁場を印加し、磁性層に異方性磁場を付与することにより、製膜後、300℃以下、一般に100~300℃、1時間程度の熱処理に十分対応できる。熱処理は通常、真空中、不活性ガス雰囲気中、大気中などで行えばよいが、特に10<sup>-7</sup>Torr以下の真空(減圧下)中で行なうことで特性劣化の極めて少ない磁気抵抗効果素子(磁性多層膜)が得られる。また、加工工程でのラッピングやポリッシングにおいてもMR特性が劣化することはほとんどない。

【0091】上述してきた磁気抵抗効果素子および磁気変換素子においては、巨大磁気抵抗効果(GMR)を示すスピンバルブタイプの膜(スピンバルブヘッド)を例にとって説明してきたが、本発明は、異方性磁気抵抗効果(AMR)を示す膜、すなわち、パーマロイを用いたMRヘッドにも適用される。

【0092】このパーマロイを用いたMRヘッドは、基板の上に、横バイアス層として機能する軟磁性層(ソフトフィルムバイアス層)、非磁性分離層として機能する非磁性金属層、パーマロイ等の磁気抵抗効果層(強磁性層)、磁気抵抗効果層に縦バイアスをかけて磁化を固定する(ピン止めする)ための反強磁性層(ピン止め層)を順次備えており、磁性多層膜の構成自体は、上述してきたスピンバルブタイプの膜と同様である。反強磁性層(ピン止め層)の作用も同じである。軟磁性層としては、NiFe合金にRh, Cr, Ta, Nb, Zrおよ

びHfの中から少なくとも1種を含有し、横バイアス層として機能する層、例えば、CoZrMo, NiFeRh等の比抵抗の大きな軟磁性材料が用いられる。非磁性金属層は、Ta, Ti, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>またはSiO<sub>2</sub>からなり、非磁性分離層として機能する。反強磁性層(ピン止め層)としては、上述してきた本発明の範囲内の組成のものが用いられる。この実施の形態は、後述する実施例によりさらに明確に理解することができる。

#### 【0093】

【実施例】上述してきた磁気抵抗効果素子の発明、並びにこれらを用いた磁気変換素子(例えばMRヘッド)の発明を、以下に示す具体的実施例によりさらに詳細に説明する。

#### 【0094】実施例1

まず、最初に、交換結合磁界H<sub>ua</sub>の大きさを調べるための試作サンプルとして、図7に示されるような多層膜を作製した。すなわち、ガラス基板5の上に下地層7、強磁性層40、反強磁性層50、保護層80を順次積層した構成からなるサンプルを作製した(具体的サンプルの組成等は後述する)。このサンプルは、RFスパッタ法及びDCマグネトロンスパッタ法により作製し、成膜時には一定方向に誘導磁場を与えて磁場中での成膜を行った。交換結合磁界H<sub>ua</sub>は、振動試料型磁力計(VSM)を用いて1Koeの磁場にて磁化曲線を描き、この磁化曲線より求めた。振動試料型磁力計(VSM)を用いて測定した磁化曲線の代表例が図8に示されており、この図において、磁化曲線Aは磁化容易軸方向(成膜時に磁場を印加した方向)、磁化曲線Bは磁化困難軸方向を示している。図8に示されるように、交換結合磁界H<sub>ua</sub>によって磁化容易軸方向の磁化曲線が原点0からシフトしており、原点FからシフトしたE点(C点とD点の間)の磁界をH<sub>ua</sub>と定義する。

【0095】図7に示される構造において、具体的サンプルとして、ガラス基板5上に下地層7(Ta;厚さ5nm)、強磁性層40(NiFe;厚さ10nm)、ピン止め層としての反強磁性層50(Ru<sub>x</sub>Mn<sub>100-x</sub>;厚さ15nm)、保護層80(Ta;厚さ5nm)を基板側から順次積層したサンプルを作製した。なお、サンプル作製にあたっては、反強磁性層50のRu<sub>x</sub>Mn<sub>1-x</sub>の組成比を種々変えた複数のサンプルを作製し、各サンプルについて、交換結合磁界H<sub>ua</sub>を求めるとともにこの交換結合磁界H<sub>ua</sub>の値を交換結合エネルギーJ<sub>k</sub>の値に換算し、得られたJ<sub>k</sub>の値と、反強磁性層50のRu含有量との関係を図9に示した。図9に示される結果より、Ruの含有比x(単位は原子%)が、15≤x≤30、好ましくは18≤x≤27の範囲で良好な結果を示すことがわかる。

【0096】なお、図10にRu<sub>23</sub>Mn<sub>77</sub>膜のX線回折の結果を示しており、当該組成を示す組成のピークが確認された。

## 【0097】実施例2

図7に示される構造において、具体的サンプルとして、ガラス基板5上に下地層7 (Ta; 厚さ5nm)、強磁性層40 (NiFe; 厚さ10nm)、ピン止め層としての反強磁性層50 ( $Ru_x Rh_y Mn_z$ ; 厚さ15nm)、保護層80 (Ta; 厚さ5nm)を基板側から順次積層したサンプルを作製した。なお、サンプル作製にあたっては、反強磁性層50の $Ru_x Rh_y Mn_z$ の組成比(x, y, およびzはそれぞれ原子%)を種々変えた複数のサンプルを作製し、各サンプルについて、交換結合磁界 $H_{ua}$ を求め、図11に示されるようなRu-Rh-Mnの3元図における交換結合磁界 $H_{ua}$ の分布図を作成した。

【0098】図11に示される $Ru_x Rh_y Mn_z$ の3元図から、 $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (x, y, およびzの単位は原子%)の範囲、および $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ の範囲で好適な結果が得られることがわかる。また、Ru-MnやRh-Mnの2元系に第3成分としてのRhまたはRuを加えることで、 $H_{ua}$ を向上させることができ、良好な $H_{ua}$ の組成範囲が2元系に比べて広範囲になることがわかる。

【0099】さらに、上記の3元系のRhに変えて、Rh, Pt, Pd, Au, Ag, Reから選ばれた少なくとも1種を用いた場合であっても、図11に示される3元系と同様に良好な結果が得られることが確認された。

【0100】次いで、図11の作成要領にしたがって、

Ru-Rh-Mnの3元図におけるブロッキング温度 $T_b$ の分布図を作成した。その結果を図12に示す。図12の $Ru_x Rh_y Mn_z$ の3元図から、 $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (x, y, およびzの単位は原子%)の範囲、および $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$ の範囲で極めて高いブロッキング温度 $T_b$  (約160~325℃)が得られることがわかる。逆な見方をすれば、上記組成範囲にてブロッキング温度 $T_b$ を160~325℃に制御することが可能である。なお、図13に $Ru_{22}Rh_8Mn_{70}$ 膜のX線回折の結果を示しており、当該組成を示すピークが確認された。

## 【0101】実施例3

図7に示される構造において、まず、具体的サンプルとして、ガラス基板5上に下地層7 (Ta; 厚さ5nm)、強磁性層40 ( $Ni_{81}Fe_{19}$ ; 厚さ10nm)、ピン止め層としての反強磁性層50 ( $Ru_x My Mn_z$ ; 厚さ15nm)、保護層80 (Ta; 厚さ5nm)を基板側から順次積層したサンプルを作製した。なお、サンプル作製にあたっては、反強磁性層50の $Ru_x Rh_y Mn_z$ の組成比を種々変えた複数のサンプルを作製し、各サンプルについて、交換結合磁界 $H_{ua}$ 、ブロッキング温度 $T_b$ 、交換結合エネルギー $J_k$ 、および交換結合エネルギーの温度係数( $T_c$ )をそれぞれ求めた。結果を下記表1に示す。

【0102】

【表1】



表1

サンプル No.	ピン止め層		Hua (Oe)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
	(m1, m2, m3)	(x, y, z)				
1-1	(Ru, --, Mn)	(18, 0.82)	100	200	0.08	-5.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-2	(Ru, Rh, Mn)	(5, 5.90)	112	165	0.09	-5.3 × 10 <sup>-4</sup>
1-3	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10.80)	145	250	0.11	-5.1 × 10 <sup>-4</sup>
1-4	(Ru, Rh, Mn)	(5, 15.80)	150	210	0.12	-3.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-5	(Ru, Rh, Mn)	(5, 25.70)	110	170	0.09	-2.7 × 10 <sup>-4</sup>
1-6	(Ru, Rh, Mn)	(15, 7.78)	120	210	0.09	-5.2 × 10 <sup>-4</sup>
1-7	(Ru, Rh, Mn)	(5, 15.80)	155	210	0.12	-3.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-8	(Ru, Rh, Mn)	(20, 5.75)	110	180	0.09	-2.7 × 10 <sup>-4</sup>
1-9	(Ru, Rh, Mn)	(10, 36.54)	200	240	0.15	-5.6 × 10 <sup>-4</sup>
1-10	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5.55)	130	250	0.10	-5.9 × 10 <sup>-4</sup>
1-11	(Ru, Rh, Mn)	(4, 42.54)	155	300	0.12	-6.1 × 10 <sup>-4</sup>
1-12	(Ru, Rh, Mn)	(30, 16.54)	170	250	0.13	-6.5 × 10 <sup>-4</sup>
1-13	(Ru, Pt, Mn)	(5, 5.90)	125	220	0.10	-4.8 × 10 <sup>-4</sup>
1-14	(Ru, Pt, Mn)	(10, 5.85)	145	260	0.11	-7.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-15	(Ru, Pt, Mn)	(10, 10.80)	152	275	0.12	-4.5 × 10 <sup>-4</sup>
1-16	(Ru, Pt, Mn)	(15, 5.80)	173	280	0.13	-6.4 × 10 <sup>-4</sup>
1-17	(Ru, Pt, Mn)	(22, 23.55)	200	400	0.15	-3.2 × 10 <sup>-4</sup>
1-18	(Ru, Pt, Mn)	(15, 31.54)	230	350	0.18	-3.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-19	(Ru, Pd, Mn)	(10, 10.80)	110	215	0.09	-7.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-20	(Ru, Au, Mn)	(15, 5.80)	105	190	0.08	-6.6 × 10 <sup>-4</sup>
1-21	(Ru, Ag, Mn)	(5, 5.90)	110	180	0.09	-7.0 × 10 <sup>-4</sup>
1-22	(Ru, Re, Mn)	(12, 7.81)	120	190	0.09	-6.3 × 10 <sup>-4</sup>
1-23 (比較)	(--, Rh, Mn)	(0, 5.95)	50	60	0.03	---
1-24 (比較)	(--, Fe, Mn)	(0, 50.50)	100	150	0.08	-2.6 × 10 <sup>-4</sup>
1-25 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(20, 42.38)	10	20	0.01	---
1-26 (比較)	(Ru, Pt, Mn)	(15, 25.60)	10	50	0.01	---

なお、上記表1において、Ru<sub>x</sub>M<sub>y</sub>Mn<sub>z</sub>に対応する材料元素を(m1, m2, m3)として表わしている。表1に示される結果より、本発明の範囲内の所定の組成からなるピン止め層(反強磁性層)を用いることにより、良好な交換結合膜を提供できることがわかる。

【0103】さらに、上記表1に示されるサンプルに追加して、ピン止め層を4元素のRu<sub>10</sub>Rh<sub>5</sub>Pt<sub>5</sub>Mn<sub>80</sub>に変えたサンプルを作製して、上記と同様な特性評価をした。その結果、交換結合磁界Hua=150Oe、ブロッキング温度Tb=260°C、交換結合エネルギーJk=0.12erg/cm<sup>2</sup>、および交換結合エネルギーの温度係数(Tc)=-7×10<sup>-4</sup>erg/cm<sup>2</sup>°Cであった。

【0104】また、上記表1中のサンプル1-3について、交換結合エネルギーJkと温度との関係を調べ、そのグラフを図14に示した。比較例としてピン止め層

(反強磁性層)をFe-Mn系(厚さ15nm)に変えた場合のグラフをも併記した。図14に示されるグラフより、本発明のサンプルは、Fe-Mn系と比べても極めて大きなブロッキング温度Tb(250°C)を示していることがわかる(Fe-Mn系のTb=150°C)。

さらに、交換結合エネルギーJkと周囲温度のグラフの

傾き(温度係数Tc)に着目する。この温度係数Tcは周囲温度に対する熱安定性を示しており、反強磁性層にFeMnを用いたものは、80°C~130°Cでの温度係数Tcが-2.6×10<sup>-4</sup>erg/cm<sup>2</sup>°Cであり、サンプル1-3の温度係数Tcは、-5.1×10<sup>-4</sup>erg/cm<sup>2</sup>°Cとなり、サンプル1-3が熱安定性に優れていることがわかる。温度係数を80°C~130°C間で求めているのはMRヘッドをハードディスクドライブ内で使用した場合の周囲温度を想定している。

#### 【0105】実施例4

上記実施例3において、サンプル1-3に示されるピン止め層(反強磁性層)としてのRu<sub>10</sub>Rh<sub>10</sub>Mn<sub>80</sub>膜を成膜するに際して、成膜時の雰囲気条件を種々変えてサンプルを作製し(サンプルNo. 2-1~サンプルNo. 2-7)、不純物濃度が磁性膜の特性に及ぼす影響を調べた。さらに、ピン止め層(反強磁性層)の組成を種々変えるとともに、成膜時の雰囲気条件を種々変えてサンプルを作製し(サンプルNo. 2-8~サンプルNo. 2-32)、不純物濃度が磁性膜の特性に及ぼす影響を調べた。結果を下記表2に示す。

#### 【0106】

表 2 (その 1)

サンプル No.	ビン止め層		酸素濃度 (ppm)	炭素濃度 (ppm)	硫黄濃度 (ppm)	塩素濃度 (ppm)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
	(ml, m <sup>2</sup> , m <sup>3</sup> )	(x, y, z)							
2-1	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	40	50	60	70	250	0.11	-5.1 × 10 <sup>-4</sup>
2-2	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	120	70	80	120	220	0.10	-4.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-3	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	600	210	180	200	200	0.08	-4.5 × 10 <sup>-4</sup>
2-4	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	950	330	220	260	180	0.08	-3.0 × 10 <sup>-4</sup>
2-5	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	2500	360	260	310	170	0.08	-2.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-6 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	6000	400	320	380	130	0.05	-1.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-7 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	7000	120000	11000	15800	110	0.02	-1.5 × 10 <sup>-4</sup>
2-8 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	900	6500	1400	500	150	0.05	-1.9 × 10 <sup>-4</sup>
2-9 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	2000	800	6000	1800	145	0.04	-1.9 × 10 <sup>-4</sup>
2-10 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	2100	1900	500	6500	140	0.04	-1.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-11	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	620	370	99	560	225	0.18	-5.1 × 10 <sup>-4</sup>
2-12	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	520	2400	120	390	210	0.16	-4.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-13	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	430	260	2100	520	210	0.16	-4.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-14	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	490	390	100	2300	210	0.16	-4.8 × 10 <sup>-4</sup>
2-15	(Ru, Rh, Mn)	(10, 36, 54)	620	370	100	560	260	0.25	-5.2 × 10 <sup>-4</sup>
2-16	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	590	380	110	480	250	0.23	-5.1 × 10 <sup>-4</sup>
2-17	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	2300	390	100	500	170	0.06	-2.5 × 10 <sup>-4</sup>
2-18	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	490	2100	100	500	220	0.17	-4.9 × 10 <sup>-4</sup>
2-19	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	530	500	2200	500	225	0.18	-4.9 × 10 <sup>-4</sup>
2-20	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	490	380	200	2400	220	0.18	-4.9 × 10 <sup>-4</sup>
2-21 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	5500	6000	350	1200	150	0.04	-1.5 × 10 <sup>-4</sup>
2-22 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	5200	5100	520	670	155	0.04	-1.5 × 10 <sup>-4</sup>

表2 (その2)

サンプル No.	ピン止め層			酸素濃度 (ppm)	炭素濃度 (ppm)	硫黄濃度 (ppm)	塩素濃度 (ppm)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
	(ml, m2, m3)	(x, y, z)								
2-23	(Ru, --, Mn)	(23, 0, 77)		720	390	110	540	210	0.16	$-4.6 \times 10^{-4}$
2-24	(Ru, Pt, Mn)	(10, 38, 52)		560	390	96	570	270	0.26	$-5.0 \times 10^{-4}$
2-25	(Ru, Pd, Mn)	(11, 38, 50)		530	360	97	580	260	0.25	$-5.1 \times 10^{-4}$
2-26	(Ru, Au, Mn)	(12, 39, 49)		420	380	89	470	265	0.25	$-5.2 \times 10^{-4}$
2-27	(Ru, --, Mn)	(23, 0, 77)		2100	490	120	630	175	0.07	$-3.1 \times 10^{-4}$
2-28	(Ru, Rh, Mn)	(10, 38, 52)		2800	450	105	690	170	0.07	$-2.8 \times 10^{-4}$
2-29	(Ru, Pd, Mn)	(11, 39, 50)		2500	390	113	640	165	0.06	$-2.1 \times 10^{-4}$
2-30 (比較)	(Ru, Pt, Mn)	(4, 15, 81)		5500	5500	350	1200	135	0.05	$-1.7 \times 10^{-4}$
2-31 (比較)	(Ru, Pd, Mn)	(1, 19, 80)		5200	5300	120	630	140	0.04	$-1.5 \times 10^{-4}$
2-32 (比較)	(Ru, --, Mn)	(21, --, 79)		5400	5300	5100	3200	130	0.03	$-1.1 \times 10^{-4}$

(17)

特開平10-242544

32

上記表2に示される結果より、酸素、炭素、硫黄、または塩素の濃度が高くなるにつれて、ブロッキング温度Tb、交換結合エネルギーJk、および交換結合エネルギーJk傾きがそれぞれ劣化していくことがわかる。従って、酸素濃度は5000原子ppm以下、炭素、硫黄および塩素濃度は、それぞれ5000原子ppm以下となるように条件設定する必要がある。

## 【0107】実施例5

上記実施例3において、サンプル1-3に示されるピン止め層（反強磁性層）としてのRu<sub>10</sub>Rh<sub>10</sub>Mn<sub>80</sub>膜を成膜するに際して、成膜装置内の到達圧力、および成膜時の酸素分圧等の各条件を種々変えてサンプルを作製し、これらの圧力条件が磁性膜の特性に及ぼす影響を調べた。結果を下記表3に示す。

## 【0108】

【表3】

20

30

表 3

サンプル No.	到達圧力 (Torr)	酸素分圧 (ppm)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
3-1	$4.3 \times 10^{-8}$	$2.0 \times 10^{-8}$	250	0.11	$-5.1 \times 10^{-4}$
3-2	$6.8 \times 10^{-9}$	$1.0 \times 10^{-9}$	260	0.12	$-5.3 \times 10^{-4}$
3-3	$7.0 \times 10^{-10}$	$7.0 \times 10^{-11}$	280	0.15	$-5.5 \times 10^{-4}$
3-4	$7.6 \times 10^{-9}$	$1.0 \times 10^{-10}$	180	0.08	$-3.0 \times 10^{-4}$
3-5	$2.5 \times 10^{-8}$	$3.0 \times 10^{-8}$	170	0.08	$-2.8 \times 10^{-4}$
3-6 (比較)	$7.6 \times 10^{-9}$	$3.0 \times 10^{-7}$	150	0.05	$-1.6 \times 10^{-4}$
3-7 (比較)	$8.2 \times 10^{-9}$	$6.0 \times 10^{-7}$	140	0.04	$-1.5 \times 10^{-4}$

上記表 3 に示される結果より、到達圧力および酸素分圧が上がるにつれてブロッキング温度 Tb、交換結合エネルギー Jk、および交換結合エネルギー Jk 傾きがそれぞれ劣化していくことがわかる。従って、到達圧力および酸素分圧（および水分圧）を十分に下げた条件で成膜を行う必要がある（到達圧力： $1 \times 10^{-7}$  Torr 以下；成膜中の水及び酸素分圧が  $1 \times 10^{-7}$  Torr 以下）。

#### 【0109】実施例 6

図 1 に示される形態のスピバルブ型の磁気抵抗効果素子を作製した。すなわち、基板 5（Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 付きの AlTiC）の上に、下地層 7（Ta；厚さ 5 nm）、軟磁性層 20、非磁性金属層 30（Cu；厚さ 2.5 nm）、強磁性層 40、ピン止め層（反強磁性層）50、および保護層 80（Ta；厚さ 5 nm）を順次積層して素子サンプルを作製した。素子サンプルの作製に際しては、軟磁性層 20、強磁性層 40、およびピン止め層 50

0 の材料および層厚さを下記表 4 に示すように変えて、種々のサンプルを作製した。サンプル作製において、成膜時の印加磁場はサンプルの長手方向とした。このようなサンプルについて、MR 変化率  $\Delta R/R$ 、交換結合磁界 Hua、およびブロッキング温度 Tb をそれぞれ求めた。結果を下記表 4 に示す。なお、抵抗測定は、表 4 に示される構成の試料から  $0.4 \times 6$  mm の形状のサンプルを作成し、外部磁界を面内に電流と垂直方向になるようにかけながら、 $-300 \sim 300$  Oe まで変化させたときの抵抗を 4 端子法により測定した。その抵抗から MR 変化率  $\Delta R/R$  を求めた。MR 変化率  $\Delta R/R$  は、最大比抵抗を  $\rho_{\max}$ 、最小比抵抗を  $\rho_{\text{sat}}$  とし、次式により計算した： $\Delta R/R = (\rho_{\max} - \rho_{\text{sat}}) \times 100 / \rho_{\text{sat}}$  (%)。

#### 【0110】

#### 【表 4】

表 4

サンプル	軟磁性層 (厚さ(Å))	強磁性層 (厚さ(Å))	ピン止め層 (厚さ(Å))	MR (%)	Hua (Oe)	Tb (°C)
4-1	NiFe (70)	Co (20)	Ru <sub>10</sub> Rh <sub>10</sub> Mn (100)	5.5	480	250
4-2	(NiFe) <sub>85</sub> Co <sub>15</sub> /Co (50/8)	Co (30)	Ru <sub>5</sub> Rh <sub>15</sub> Mn (90)	6.1	500	200
4-3	(NiFe) <sub>90</sub> Co <sub>10</sub> /Co (50/6)	Co (30)	Ru <sub>5</sub> Rh <sub>7</sub> Mn (110)	6.0	420	210
4-4	NiFe (70)	(NiFe) <sub>30</sub> Co <sub>70</sub> (30)	Ru <sub>5</sub> Pt <sub>15</sub> Mn (120)	5.7	540	255
4-5	NiFe (70)	(NiFe) <sub>30</sub> Co <sub>70</sub> (25)	Ru <sub>10</sub> Pt <sub>10</sub> Mn (110)	5.9	510	270
4-6	NiFe (70)	(NiFe) <sub>50</sub> Co <sub>50</sub> (30)	Ru <sub>10</sub> Pd <sub>10</sub> Mn (100)	6.0	410	240
4-7	NiFe (70)	(NiFe) <sub>50</sub> Co <sub>50</sub> (30)	Ru <sub>10</sub> Au <sub>10</sub> Mn (110)	5.7	530	200
4-8	NiFe (70)	(NiFe) <sub>50</sub> Co <sub>50</sub> (25)	Ru <sub>10</sub> Ag <sub>10</sub> Mn (120)	5.1	410	180
4-9	NiFe (70)	(NiFe) <sub>50</sub> Co <sub>50</sub> (30)	Ru <sub>10</sub> Re <sub>10</sub> Mn (120)	5.8	460	205
4-10 (比較)	NiFe (70)	NiFe (30)	Fe <sub>50</sub> Mn <sub>50</sub> (100)	2.5	400	145
4-11 (比較)	NiFe (70)	Co (20)	Ni <sub>50</sub> Mn <sub>50</sub> (200)	2.9	600	250

表 4 に示される結果より本発明のサンプルは良好な MR 変化率、交換結合磁界 Hua、およびブロッキング温度 Tb を示す。比較例であるサンプル 4-10 はピン止め層が FeMn からなるため、ブロッキング温度 Tb が 145℃ と低く好ましくない。また、表には示していないが耐触性にも問題がある。比較例であるサンプル 4-11 は、交換結合磁界 Hua、ブロッキング温度 Tb 共に良好な値を示すがピン止め層が NiMn からなるため、交換結合磁界 Hua を生じさせるために長時間高い温度により熱処理が必要なため Ni と Cu の拡散により MR 変化率が減少し、MR 変化率が 2.9% と低く好ましくない。

#### 【0111】実施例 7

10×20mm のガラス基板上に直接、下記表 5 に示される組成の反強磁性薄膜を 100～150Å 厚さに形成して耐食性評価のためのサンプルを作製した。表 5 に示される各サンプルについて、Ag/AgCl を基準電極とし、溶液としてホウ酸緩衝溶液中に 1mm モルの NaCl を添加したものをを用い、自然電極の測定（耐食性アノード分極試験）を行った。結果を下記表 5 に示す。

#### 【0112】

#### 【表 5】

表 5

サンプル No.	反強磁性層材料	厚さ (Å)	自然電位 (mV)
5-1	Ru <sub>100</sub> Mn	130	-150
5-2	Ru <sub>100</sub> Rh <sub>100</sub> Mn	120	-120
5-3	Ru <sub>50</sub> Rh <sub>50</sub> Mn	100	-90
5-4	Ru <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> Mn	120	-50
5-5	Ru <sub>100</sub> Pt <sub>100</sub> Mn	100	-70
5-6	Ru <sub>100</sub> Pd <sub>100</sub> Mn	120	-100
5-7	Ru <sub>100</sub> Au <sub>100</sub> Mn	120	-40
5-8	Ru <sub>100</sub> Ag <sub>100</sub> Mn	120	-60
5-9	Ru <sub>100</sub> Re <sub>100</sub> Mn	120	-100
5-10 (比較)	NiFe	100	-150
5-11 (比較)	Fe	100	-260
5-12 (比較)	FeMn	150	-700
5-13 (比較)	Co	100	-130

表 5 に示される結果より、本発明サンプルは、自然電位が -150 ~ -40 mV を示し、すべて良好な耐食性を示していることがわかる。

【0113】一般に、貴金属は、正の自然電位となり、耐食性に優れている。一方、比較的耐食性に優れているといわれているパーマロイでも -150 mV 程度である。比較例の FeMn は、-700 mV 程度とかなり負に大きな値となっている。表 5 において、0 mV に近い程、耐食性に優れるといえる。

#### 【0114】実施例 8

以下の要領で実際に、図 15 に示されるような異方性磁気抵抗効果 (AMR) タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。

【0115】まず、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 下地膜を表面に形成した AlTiC 基板 5 の上に、下部シールドである磁性層、および Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ギャップ膜を順次形成した積層基板を準備した。次いで、この積層基板の上に、MR 素子に横バイアスを与えるための軟磁性層 20 として NiFeRh (厚さ 17 nm)、非磁性金属層 (非磁性分離層) 30 として Ta (厚さ 10 nm)、強磁性層 (磁気抵抗効果層) 40 として NiFe (厚さ 25 nm)、保護層 80 として Ta (厚さ 5 nm) をマグネトロンスパッタ等の薄膜形成技術により順次積層した。

【0116】次いで、保護層 80 の上にフォトリジストを付着させた後、トラック幅にほぼ対応する中央能動領域 W1 上を保護する様なパターンを形成し、しかる後、マスクされていない端部受動領域 W2, W3 を逆スパッタや、イオンミリングの方法によりエッチング除去した。このエッチング処理時に、保護層 80 及び少量の強磁性層 (磁気抵抗効果層) 40 を除去した。その後、ピン止め層 (反強磁性層) 50 としての Ru<sub>15</sub>Rh<sub>5</sub>Mn<sub>80</sub> 及び電極層 100 を形成した。ピン止め層 (反強磁性層) 50 及び電極層 100 の形成後、リフトオフ工程に

よりレジスト膜を除去し、図 15 に示されるような構造の異方性磁気抵抗効果 (AMR) タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。なお、図 15 には示していないが、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ギャップ膜を介して上部シールド層と下部シールド層、更には上部シールド層の上にインダクティブヘッド部を形成した。

#### 【0117】実施例 9

上記実施例 8 の変形例として、以下の要領で実際に図 16 に示されるような異方性磁気抵抗効果 (AMR) タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。

【0118】まず、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 下地膜を表面に形成した AlTiC 基板 5 の上に、MR 素子に横バイアスを与えるための軟磁性層 20 として NiFeRh (厚さ 17 nm)、非磁性金属層 (非磁性分離層) 30 として Ta (厚さ 10 nm)、強磁性層 (磁気抵抗効果層) 40 として NiFe (厚さ 25 nm)、ピン止め層 (反強磁性層) 50 としての Ru<sub>15</sub>Rh<sub>5</sub>Mn<sub>80</sub> (厚さ 20 nm)、保護層 80 として Ta (厚さ 5 nm) をマグネトロンスパッタ等の薄膜形成技術により順次積層した。

【0119】次いで、保護層 80 の上にフォトリジストを付着させた後、トラック幅にほぼ対応する中央能動領域 W1 上を保護する様なパターンを形成し、しかる後、マスクされていない端部受動領域 W2, W3 を逆スパッタや、イオンミリングの方法によりエッチング除去した。この時、アバットジャンクション構造が形成され、その後、ミリング等で除去した端部に電極層 100 を形成後、リフトオフ工程によりレジスト膜を除去し、図 16 に示されるような構造の異方性磁気抵抗効果 (AMR) タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。なお、図 16 には示していないが、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ギャップ膜を介して上部シールド層と下部シールド層、更には上部シールド層の上にインダクティブヘッド部を形成した。

#### 【0120】実施例 10



以下の要領で実際に、図6に示されるようなスピバルブ(SV)タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。

【0121】まず、最初にスピバルブ型の磁気抵抗効果素子を作製した。すなわち、基板5( $\text{Al}_2\text{O}_3$ 付きの $\text{AlTiC}$ )の上に、下地層7( $\text{Ta}$ ;厚さ5nm)、軟磁性層20( $\text{NiFe}$ ;厚さ7nm)、非磁性金属層30( $\text{Cu}$ ;厚さ2.5nm)、強磁性層40( $\text{Co}$ ;厚さ3nm)、ピン止め層(反強磁性層)50( $\text{Ru}_{10}\text{Rh}_{10}\text{Mn}_{80}$ ;厚さ10nm)、および保護層80( $\text{Ta}$ ;厚さ5nm)を順次積層して素子サンプルを作製した。なお、この素子サンプルには、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ ギャップ膜を介して上部シールド層と下部シールド層が形成されている。

【0122】この素子サンプルに、図6に示されるようなインダクティブヘッド部を形成した。すなわち、連結用軟磁性層520として $\text{NiFe}$ を厚さ10nmに形成し、この連結用軟磁性層520の上に、反強磁性層800として $\text{Ru}_{50}\text{Rh}_{15}\text{Mn}_{20}$ を厚さ10nmに形成し、この上に、さらに、 $\text{Ta}$ からなる電極部100を形成して図6に示される構成のスピバルブ(SV)タイプの磁気抵抗効果型ヘッドを作製した。その後、 $10^{-7}\text{Torr}$ の真空中で、測定電流方向と直角かつ面内方向に2000eの磁界を印加しながら200℃から冷却し、強磁性層のピン止め効果を誘起した。磁気抵抗効果型ヘッドのトラック幅は2 $\mu\text{m}$ とした。このときのMR素子高さは1 $\mu\text{m}$ 、感知電流は4mAとした。

【0123】この磁気抵抗効果型ヘッドを用いて、印加磁場と出力電圧の関係を調べたこと、図17に示されるようなグラフが得られた。このグラフは、上下のシールド層を形成していないタイプのヘッドを用いて得られたものではあるが、良好な線形性を有し高い出力でバルクハウゼンノイズの無いトランスファーカーブとなっていることが確認できた。

#### 【0124】実施例1.1

図18には、本発明の磁気抵抗効果素子をヨーク型MRヘッドに応用した例が示される。ここでは、磁束を導くヨーク600、600の一部に切り欠きを設け、その間に磁気抵抗効果素子200が薄い絶縁膜400を介して形成されている。この磁気抵抗効果素子200には、ヨーク600、600で形成される磁路の方向と平行または直角方向に電流を流すための電極(図示せず)が形成されている。

#### 【0125】実施例1.2

図19には、本発明における磁気抵抗効果素子をフラックスガイド型MRヘッドに応用した1例が示される。磁気抵抗効果素子200は、高比抵抗、高透磁率なフラックスガイド層700、710と磁気的に結合して形成されている。このフラックスガイド層700、710が間接的に信号磁界を磁気抵抗効果素子200に伝導する。また、非磁性絶縁層400を介して、フラックスバックガ

イド層600(磁気抵抗効果素子200を通った磁束の逃げ道)が形成される。また、フラックスバックガイド層600は、非磁性絶縁層400を介して磁気抵抗効果素子200の両側に設置されても良い。このヘッドの特徴は、記録媒体に磁界検出部をほぼ接触に近いレベルまで接近させることができ、高い出力を得ることができることにある。

#### 【0126】

【発明の効果】上記の結果より本発明の効果は明らかである。すなわち、本発明は、ピン止め層(反強磁性層)を $\text{Ru-Mn}$ 系または $\text{Ru-M-Mn}$ 系の組成から構成し(Mは $\text{Rh}$ ,  $\text{Pt}$ ,  $\text{Pd}$ ,  $\text{Au}$ ,  $\text{Ag}$ ,  $\text{Re}$ から選ばれた少なくとも1種)、さらにはピン止め層の不純物濃度を規定しているため、耐食性および熱安定性に優れ、磁場感度が高く、MR変化率が大きい磁性多層膜を有する磁気抵抗効果素子、およびそれを用いた磁気抵抗効果型ヘッド等の磁気変換素子の提供が実現できる。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、本発明の磁気抵抗効果素子の断面図である。

【図2】図2は、本発明の作用を説明するための磁気抵抗効果素子、特に磁性多層膜の構造の模式図である。

【図3】図3は、本発明の作用を説明するための磁化曲線とMR曲線の模式図である。

【図4】図4は、本発明の磁気変換素子の1例を示す一部省略断面図である。

【図5】図5は、本発明の磁気変換素子の磁気抵抗効果素子(磁性多層膜)と電極部の構造を示す断面図である。

【図6】図6は、本発明の磁気変換素子の磁気抵抗効果素子(磁性多層膜)と電極部との好適な接続状態を示す概略斜視図である。

【図7】図7は、本発明の交換結合膜のサンプルの概略断面図である。

【図8】図8は、本発明のM-Hループを示す図である。

【図9】図9は、 $\text{Ru}$ 量がJkに及ぼす影響を示すグラフである。

【図10】図10は、本発明の $\text{Ru}_{23}\text{Mn}_{77}$ からなるピン止め層のX線回折パターンを示すグラフである。

【図11】図11は、 $\text{Ru-Rh-Mn}$ の3元図における交換結合磁界 $H_{\text{ex}}$ の分布を示す図である。

【図12】図12は、 $\text{Ru-Rh-Mn}$ の3元図におけるブロッキング温度 $T_b$ の分布を示す図である。

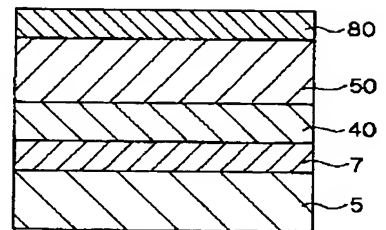
【図13】図13は、本発明の $\text{Ru}_{22}\text{Rh}_8\text{Mn}_{70}$ からなるピン止め層のX線回折パターンを示すグラフである。

【図14】図14は、本発明の磁気抵抗効果素子(磁性多層膜)において、交換結合エネルギーJkと温度との関係を示すグラフである。

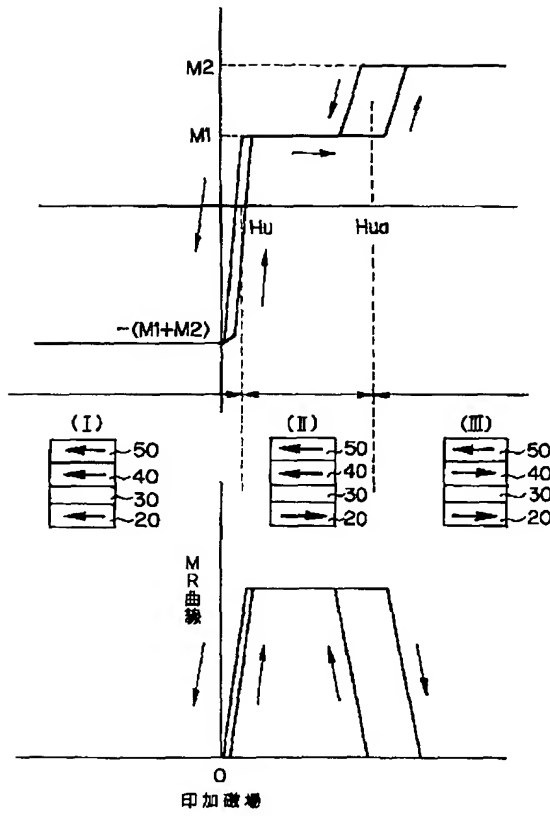
【図１９】図１９は、本発明の磁気抵抗効果素子（磁性多層膜）をフラックスガイド型MRヘッドに応用した１例を示す一部省略断面図である。

200...磁気抵抗効果素子

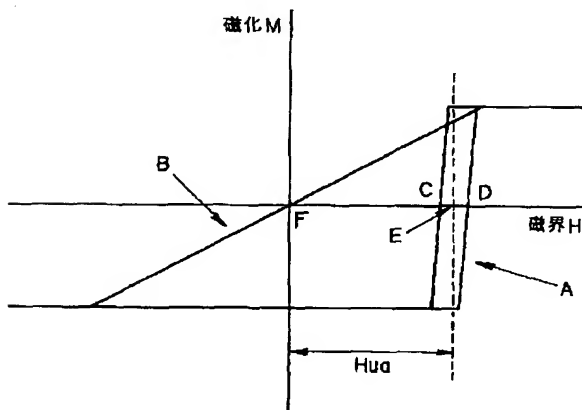
【図 7】



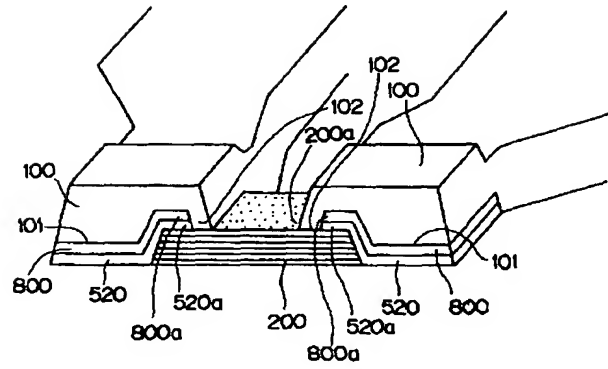
【図3】



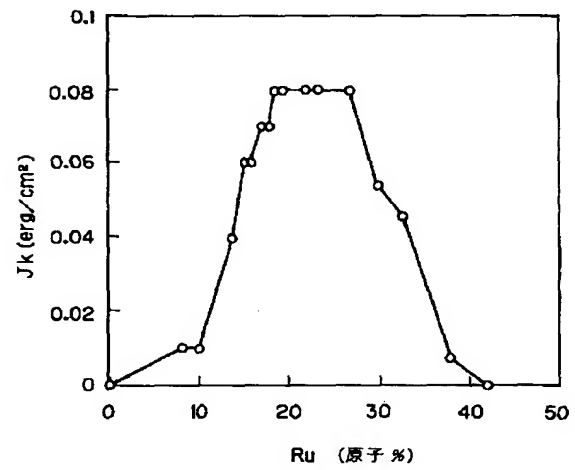
【図8】



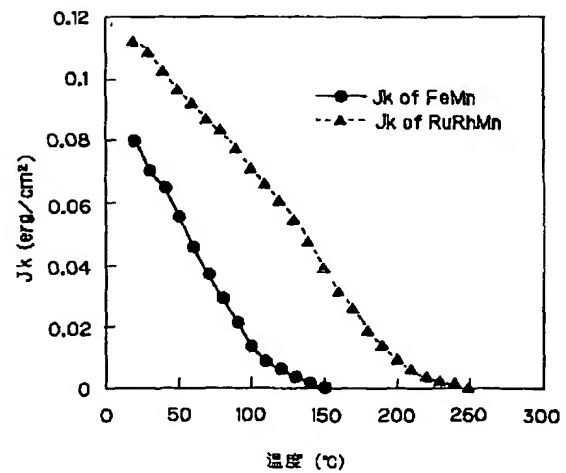
【図6】



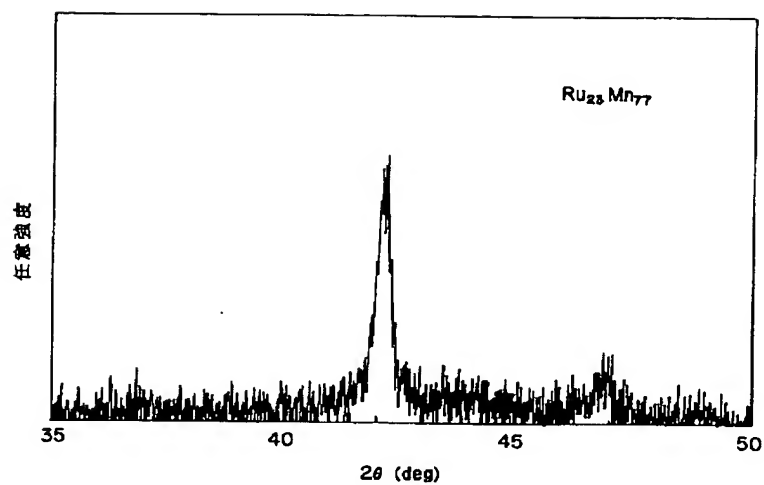
【図9】



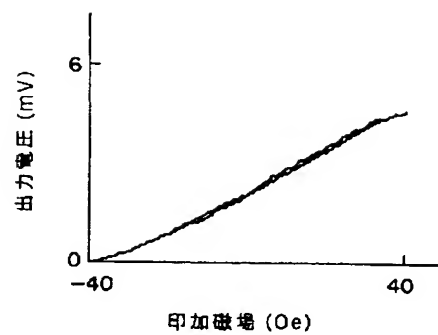
【図14】



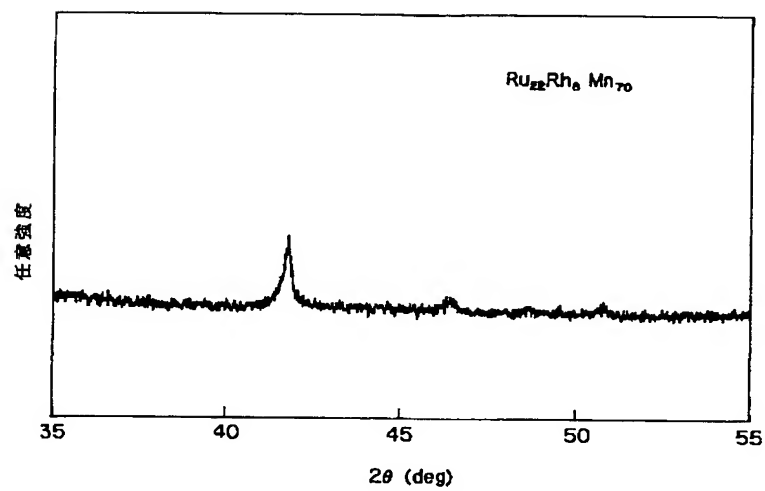
【図10】



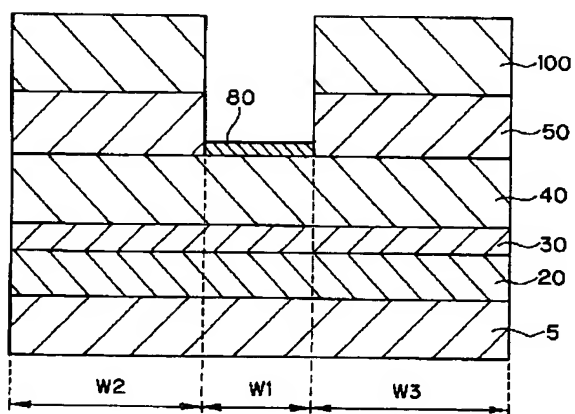
【図17】



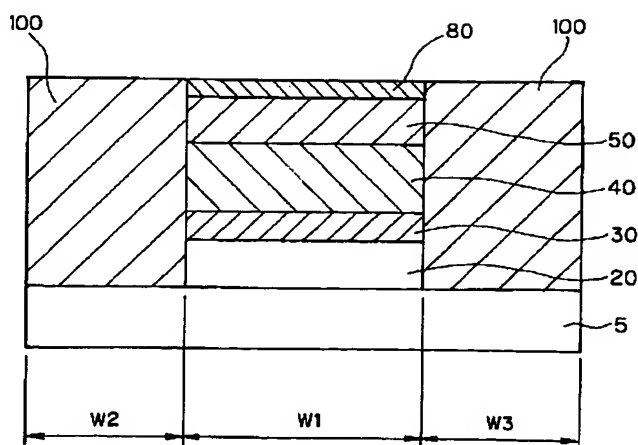
【図13】



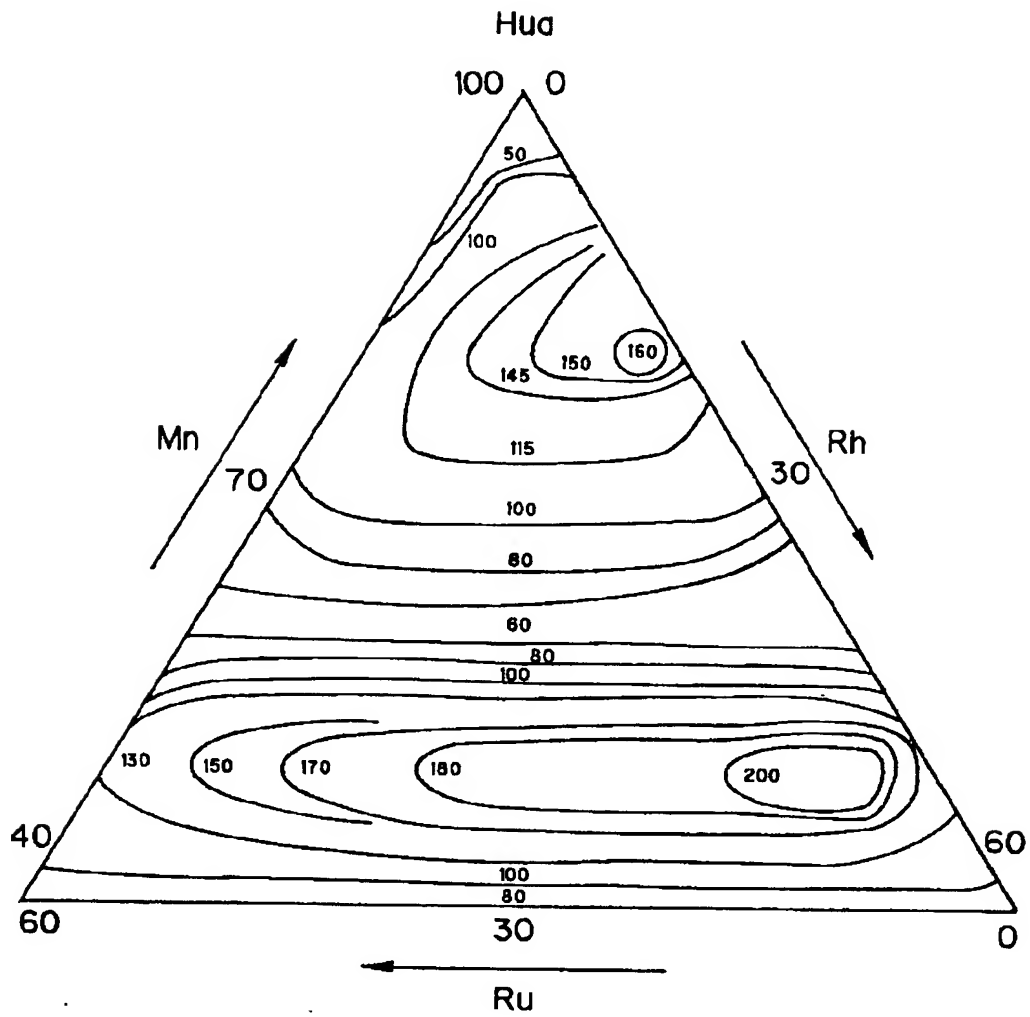
【図15】



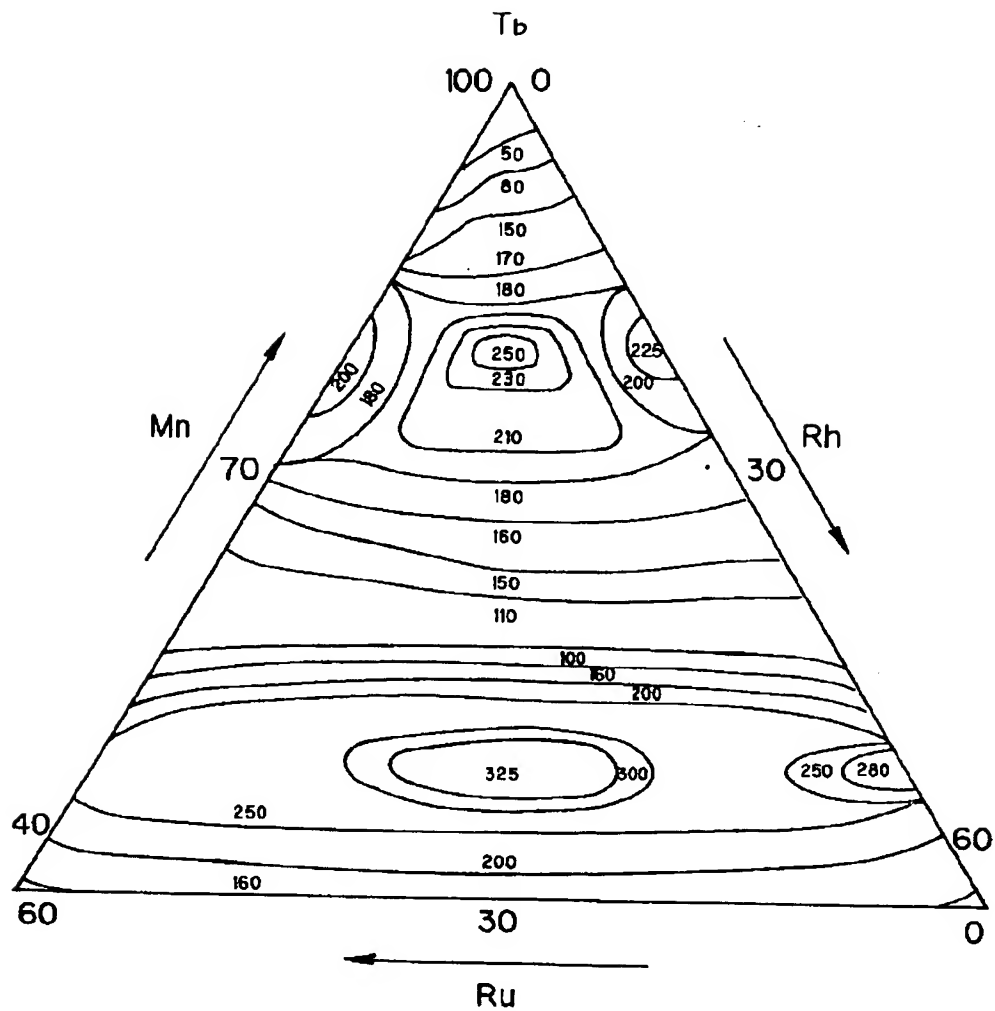
【図16】



【図11】

交換結合磁界H<sub>ex</sub>の分布図

【図12】



ブロッキング温度Tbの分布図

フロントページの続き

(72)発明者 山本 恭之

東京都中央区日本橋一丁目13番1号 ティーディーケー株式会社内



# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-242544

(43)Date of publication of application : 11.09.1998

i1)Int.Cl. H01L 43/08  
G11B 5/39  
H01F 10/14

(1)Application number : 09-219121

(71)Applicant : TDK CORP

(2)Date of filing : 30.07.1997

(72)Inventor : KOMATA HIDEKAZU  
ARAKI SATORU  
SANO MASASHI  
YAMAMOTO YASUYUKI

(3)Priority

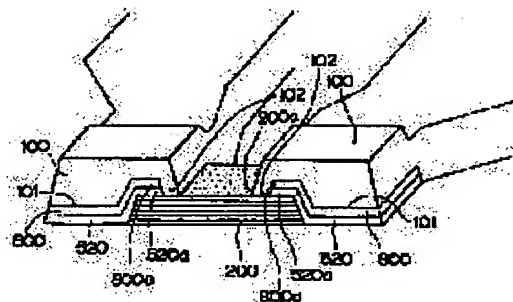
riority number : 08357608 Priority date : 27.12.1996 Priority country : JP

## (4) MAGNETO-RESISTANCE EFFECT ELEMENT AND MAGNETIC CONVERSION ELEMENT

(7)Abstract:

ROBLEM TO BE SOLVED: To form a magnetic multilayered film having an excellent corrosion resistance, excellent thermal stability, high magnetic field sensitivity, and a large rate of MR change by constituting a pinning layer of the multilayered film of specific RuMMn (where, M represents a metal).

SOLUTION: A pinning layer is formed of RuxMyMnz composition (where, M represents at least one kind of metal selected from among Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re and x, y, and z represent atomic percentages respectively meeting relations  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and  $10 \leq x+y \leq 31$ ). Between a magnetoresistance effect element 200 and an electrode section 100, a soft magnetic layer 520 for connection and an antiferromagnetic layer 800 are successively interposed so that the layers 520 and 800 may cover part of the upper section 200a of the element 200 on one end side and may get under the electrode section 100 on the other end side. In addition, the electrode section 100 is formed so that its end section 102 may cover part of the upper section 200a of the element 200 and, at the same time, the upper end sections 520a and 800a of the soft magnetic layer 520 and antiferromagnetic layer 800.



## LEGAL STATUS

Date of request for examination] 08.06.1998

Date of sending the examiner's decision of rejection]

Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

Date of final disposal for application]

Patent number] 3137598

Date of registration] 08.12.2000

Number of appeal against examiner's decision of  
rejection]

Date of requesting appeal against examiner's decision  
of rejection]

Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any  
images caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.  
\*\*\*\* shows the word which can not be translated.  
In the drawings, any words are not translated.

## LAIMS

## Claim(s)]

Claim 1] the magnetoresistance-effect element characterized by providing the following, and a conductor -- the magnetic sensing element containing a film and the polar zone the above -- a conductor -- a film -- the aforementioned polar zone -- minding -- the aforementioned magnetoresistance-effect element -- flowing -- \*\*\*\* -- the aforementioned magnetoresistance-effect element -- a non-magnetic metal layer The ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer. The soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer. pinning \*\*\*\*\* formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer.  
\*\*\*\*\* double --

\*\*\*\*\*  
\*\*\*\*\* method gun \*\* \*\*\*\* \*\* \*\*\*\*\* team \*\* \*\*\*\*\* \*\* \*\*\*\*\*

Claim 2] For below the 5000 atom ppm and carbon concentration, the oxygen density contained in the layer is [ the aforementioned pinning layer / below the 5000 atom ppm and sulfur concentration / below the 5000 atom ppm and the level of chlorine ] the magnetic sensing element according to claim 1 it is [ sensing element ] below the 5000 atom ppm.

Claim 3] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 1 or 2 which consists of  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

Claim 4] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 1 or 2 which consists of  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

Claim 5] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 1 or 2 which consists of  $1 \leq x \leq 24$ ,  $1 \leq y \leq 24$ ,  $5 \leq z \leq 85$ , and  $15 \leq x+y \leq 25$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

Claim 6] The magnetic sensing element according to claim 1 to 5 whose blocking temperature of the aforementioned pinning layer is 160 degrees C or more.

Claim 7] The switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer is 0.06 erg/cm<sup>2</sup>. Magnetic sensing element according to claim 1 to 6 which it is above.

Claim 8] The magnetic sensing element according to claim 1 to 7 whose temperature coefficient of 80-130 degrees C is  $-2 \times 10^{-4}$  -  $-8 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\* in the relation of the temperature-switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer.

Claim 9] The aforementioned magnetic multilayer is a magnetic sensing element according to claim 1 to 8 which is the film of the spin bulb type in which the huge magnetoresistance effect is shown.

Claim 10] The magnetic sensing element according to claim 9 which consists of material characterized by providing the following. The aforementioned soft-magnetism layer is the 1st soft-magnetism layer which consists of an alloy which contains Co or Co 80% of the weight or more from a non-magnetic metal layer side. (Nix Fe 1-x) It is at least one sort as which it has the 2nd soft-magnetism layer becoming  $(0.7 \leq x \leq 0.9, 0.5 \leq y \leq 0.8)$  (the unit of x and y is weight %)), and consisted of y Co1-y, and the aforementioned non-magnetic metal layer was chosen from Au, Ag, and Cu.

Claim 11] The aforementioned magnetic multilayer is a magnetic sensing element according to claim 1 to 8 which is the film in which the anisotropy magnetoresistance effect is shown.

Claim 12] It is the layer which the aforementioned soft-magnetism layer contains at least one sort out of Rh, Cr, Ta, Nb, Zr, and Hf into a NiFe alloy, and functions as a horizontal bias layer, and the aforementioned non-magnetic metal layer is Ta, Ti, and aluminum 2O3. Or SiO2 Magnetic sensing element according to claim 11 which is the layer which functions as a nonmagnetic detached core in a shell.

claim 13] the magnetoresistance-effect element characterized by providing the following, and a conductor -- the magnetic sensing element containing a film and the polar zone the above -- a conductor -- a film -- the aforementioned polar zone -- minding -- the aforementioned magnetoresistance-effect element -- flowing -- \*\*\*\* -- the aforementioned magnetoresistance-effect element -- a non-magnetic metal layer The ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer. The soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer. pinning \*\*\*\*\* formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer.

\*\*\*\* double --

\*\*\*\*\*

\*\*\*\*\* method gun \*\* \*\*\*\* \*\* \*\*\*\*\* team \*\* \*\*\*\*\* \*\* \*\*\*\*\*

claim 14] For below the 5000 atom ppm and carbon concentration, the oxygen density contained in the layer is [ the aforementioned pinning layer / below the 5000 atom ppm and sulfur concentration / below the 5000 atom ppm and the level of chlorine ] the magnetic sensing element according to claim 13 it is [ sensing element ] below the 5000 atom ppm.

claim 15] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 13 or 14 which consists of  $Rux\ Rhy\ Mnz$  ( $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

claim 16] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 13 or 14 which consists of  $Rux\ Pty\ Mnz$  ( $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

claim 17] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 13 or 14 which consists of  $Rux\ My\ Mnz$  (M is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $40 \leq z \leq 54$ , and  $46 \leq x+y \leq 55$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

claim 18] The magnetic sensing element according to claim 13 to 17 whose blocking temperature of the aforementioned pinning layer is 160 degrees C or more.

claim 19] The switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer is 0.06 erg/cm<sup>2</sup>. Magnetic sensing element according to claim 13 to 18 which it is above.

claim 20] The magnetic sensing element according to claim 13 to 19 whose temperature coefficient of 80-130 degrees is  $-2 \times 10^{-4}$  -  $-8 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\* in the relation of the temperature-switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer.

claim 21] The aforementioned magnetic multilayer is a magnetic sensing element according to claim 13 to 20 which the film of the spin bulb type in which the huge magnetoresistance effect is shown.

claim 22] The magnetic sensing element according to claim 21 which consists of material characterized by providing the following. The aforementioned soft-magnetism layer is the 1st soft-magnetism layer which consists of an alloy which contains Co or Co 80% of the weight or more from a non-magnetic metal layer side. (Nix Fe 1-x) It is at least one sort as which it has the 2nd soft-magnetism layer becoming ( $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$  (the unit of x and y is weight %)), and consisted of y Co1-y, and the aforementioned non-magnetic metal layer was chosen from Au, Ag, and Cu.

claim 23] The aforementioned magnetic multilayer is a magnetic sensing element according to claim 13 to 20 which the film in which the anisotropy magnetoresistance effect is shown.

claim 24] It is the layer which the aforementioned soft-magnetism layer contains at least one sort out of Rh, Cr, Ta, Nb, Zr, and Hf into a NiFe alloy, and functions as a horizontal bias layer, and the aforementioned non-magnetic metal layer is Ta, Ti, and aluminum 2O3. Or SiO2 Magnetic sensing element according to claim 23 which is the layer which functions as a nonmagnetic detached core in a shell.

claim 25] the magnetoresistance-effect element characterized by providing the following, and a conductor -- the magnetic sensing element containing a film and the polar zone the above -- a conductor -- a film -- the aforementioned polar zone -- minding -- the aforementioned magnetoresistance-effect element -- flowing -- \*\*\*\* -- the aforementioned magnetoresistance-effect element -- a non-magnetic metal layer The ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer. The soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer. pinning \*\*\*\*\* formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer double --

\*\*\*\*\* method gun \*\* \*\*\*\* \*\* \*\*\*\*\* team \*\* \*\*\*\*\*

Claim 26] For below the 5000 atom ppm and carbon concentration, the oxygen density contained in the layer is [ the aforementioned pinning layer / below the 5000 atom ppm and sulfur concentration / below the 5000 atom ppm and the level of chlorine ] the magnetic sensing element according to claim 25 it is [ sensing element ] below the 5000 atom ppm.

Claim 27] The aforementioned pinning layer is a magnetic sensing element according to claim 25 or 26 which consists of  $R_{Mn} 100-x$  ( $18 \leq x \leq 27$  (the unit of  $x$  is atomic %)).

Claim 28] The magnetic sensing element according to claim 25 to 27 whose blocking temperature of the aforementioned pinning layer is 160 degrees C or more.

Claim 29] The switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer is 0.06 erg/cm<sup>2</sup>. Magnetic sensing element according to claim 25 to 28 which it is above.

Claim 30] The magnetic sensing element according to claim 25 to 29 whose temperature coefficient of 80-130 degrees is  $-2 \times 10^{-4}$  -  $-8 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\* in the relation of the temperature-switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer.

Claim 31] The aforementioned magnetic multilayer is a magnetic sensing element according to claim 25 to 30 which the film of the spin bulb type in which the huge magnetoresistance effect is shown.

Claim 32] The magnetic sensing element according to claim 31 which consists of material characterized by providing the following. The aforementioned soft-magnetism layer is the 1st soft-magnetism layer which consists of an alloy which contains Co or Co 80% of the weight or more from a non-magnetic metal layer side. (Ni<sub>x</sub>Fe<sub>1-x</sub>) It is at least the sort as which it has the 2nd soft-magnetism layer becoming ( $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$  (the unit of  $x$  and  $y$  is atomic %)), and consisted of  $y$  Co<sub>1-y</sub>, and the aforementioned non-magnetic metal layer was chosen from Au, Ag, and Cu.

Claim 33] The aforementioned magnetic multilayer is a magnetic sensing element according to claim 25 to 30 which the film in which the anisotropy magnetoresistance effect is shown.

Claim 34] It is the layer which the aforementioned soft-magnetism layer contains at least one sort out of Rh, Cr, Ta, Nb, Zr, and Hf into a NiFe alloy, and functions as a horizontal bias layer, and the aforementioned non-magnetic metal layer is Ta, Ti, and aluminum 2O<sub>3</sub>. Or SiO<sub>2</sub> Magnetic sensing element according to claim 33 which is the layer which functions as a nonmagnetic detached core in a shell.

Claim 35] Non-magnetic metal layer. The ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer. The soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer. The pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. It is the magnetoresistance-effect element equipped with the above, and is characterized by the aforementioned pinning layer consisting of  $R_{Mn} 100-y$  Mn<sub>z</sub> (M being at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and being  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  being atomic %)).

Claim 36] For below the 5000 atom ppm and carbon concentration, the oxygen density contained in the layer is [ the aforementioned pinning layer / below the 5000 atom ppm and sulfur concentration / below the 5000 atom ppm and the level of chlorine ] the magnetoresistance-effect element according to claim 35 it is [ element ] below the 5000 atom ppm.

Claim 37] The aforementioned pinning layer is a magnetoresistance-effect element according to claim 35 or 36 which consists of  $R_{Mn} 100-y$  Mn<sub>z</sub> ( $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

Claim 38] The aforementioned pinning layer is a magnetoresistance-effect element according to claim 35 or 36 which consists of  $R_{Mn} 100-y$  Mn<sub>z</sub> ( $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

Claim 39] Non-magnetic metal layer. The ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer. The soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer. The pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. It is the magnetoresistance-effect element equipped with the above, and the aforementioned pinning layer is characterized by consisting of  $R_{Mn} 100-y$  Mn<sub>z</sub> (M being at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and being  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  being atomic %)).

Claim 40] For below the 5000 atom ppm and carbon concentration, the oxygen density contained in the layer is [ the aforementioned pinning layer / below the 5000 atom ppm and sulfur concentration / below the 5000 atom ppm and the level of chlorine ] the magnetoresistance-effect element according to claim 39 it is [ element ] below the 5000 atom ppm.

Claim 41] The aforementioned pinning layer is a magnetoresistance-effect element according to claim 39 or 40 which consists of  $R_{Mn} 100-y$  Mn<sub>z</sub> ( $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

Claim 42] The aforementioned pinning layer is a magnetoresistance-effect element according to claim 39 or 40 which

nsists of Rux Pty Mnz ( $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

Claim 43] The aforementioned pinning layer is a magnetoresistance-effect element according to claim 39 or 40 which consists of Rux My Mnz (M is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $5 \leq z \leq 54$ , and  $46 \leq x+y \leq 55$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

Claim 44] Non-magnetic metal layer. The ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer. The soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer. The pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. It is the magnetoresistance-effect element equipped with the above, and the aforementioned pinning layer is characterized by consisting of Rux in  $100-x$  ( $15 \leq x \leq 30$  (the unit of x being atomic %)).

Claim 45] For below the 5000 atom ppm and carbon concentration, the oxygen density contained in the layer is [ the aforementioned pinning layer / below the 5000 atom ppm and sulfur concentration / below the 5000 atom ppm and the level of chlorine ] the magnetoresistance-effect element according to claim 44 it is [ element ] below the 5000 atom ppm.

Claim 46] The aforementioned pinning layer is a magnetoresistance-effect element according to claim 44 or 45 which consists of Rux Mn  $100-x$  ( $18 \leq x \leq 27$  (the unit of x is atomic %)).

---

translation done.]



## NOTICES \*

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

In the drawings, any words are not translated.

---

## DETAILED DESCRIPTION

---

### Detailed Description of the Invention]

001]

The technical field to which invention belongs] this invention relates to magnetic sensing elements, such as a magnetoresistance-effect element which can read a small magnetic field change as a big electric resistance changing signal especially among the magnetoresistance-effect elements for reading magnetic field strength, such as a magnetic-recording medium, as a signal, and a magnetoresistance-effect type head using it.

002]

Description of the Prior Art] While the densification of magnetic recording progresses, the head only for read-out is placed for a magnetoresistance-effect type head (an "MR head" is only called hereafter) from the induction-type magnetic head. An MR head uses the magnetoresistance effect and senses by change of resistance, the flux reversal, etc., the signal magnetic field, from a record medium. Output voltage is given by the product of resistance change of the magnetoresistance-effect element ("MR element" is only called hereafter) which senses resistance change, and the sensing current which flows MR element. Therefore, the large output voltage to sense can be taken and the value of output voltage is further changed freely by the value of sensing current. Unlike this point and the induction-type magnetic head, output voltage is not dependent on the relative velocity of the head sensor section and a record medium.

003] The NiFe alloy is used for MR element from which the flux reversal from a record medium is sensed, and resistance changes in an MR head conventionally. This NiFe alloy is excellent in the anisotropy magnetoresistance effect ("AMR" is only called hereafter), and since it is a soft magnetic material, its response by the minute magnetic field is good.

004] However, two bias is needed in order for a NiFe alloy to carry out the operation optimal as a MR element. That is, the horizontal bias given in parallel with a perpendicular and MR element flat surface is needed for a magnetic-recording medium side the 1st so that the magnetic field responsibility of MR element may become alignment. This horizontal bias is generated when sensing current is passed by the soft film bias layer (for example, it consists of NiFeRh, NiFeCr, etc.) pasted up through the layer and magnetic-separation layer (for example, it consists of Ta etc.) of this NiFe alloy.

005] The vertical bias for suppressing the bulk HAUZEN jump noise ("BHN" only being called hereafter) produced in the case the many magnetic domains in MR element carry out magnetic-domain-wall movement by the response to a magnetic field is needed for the 2nd. This vertical bias is given by the switched connection magnetic field ("Hua" is only called hereafter) produced by the cascade screen of a NiFe alloy and antiferromagnetism material (for example, FeMn) as for example, a MR element. This Hua is a magnetic field produced by the exchange interaction in the contact surface of a ferromagnetic material and antiferromagnetism material.

006] Vertical bias works by this switched connection into the NiFe alloy which is MR element, and as a result, the magnetic-domain structure of a NiFe alloy approaches a single magnetic domain, and controls BHN.

007] Since MR element of the MR head using such AMR is a NiFe alloy, magnetic-reluctance rate of change ("MR rate of change" is only called hereafter) is about 2 - 3%. Therefore, recently, the artificial grid film in which the huge magnetoresistance effect ("GMR" is called hereafter) is shown as a film which changes to this NiFe, and the spin bulb film (for example, 43 PHYSICAL REVIEW B, 1297 pages, 1991, and JP,4-358310,A) attract attention. Also in the film in which GMR is shown, attention is especially attracted further from a spin bulb film being easy structure compared with an artificial grid film, and a magnetic field of operation being small. The example which actually examined this spin bulb film as a magnetoresistance-effect element of the magnetoresistance-effect type reproducing head is also IEEE TRANSACTION ON MAGNETICS. 30 It is reported in a volume, 3801 pages, and 1994. This spin bulb film reported is a magnetic multilayer which joined the soft-magnetism layer (it is also called a free layer and

nsists of NiFe(s) etc.) which answers a magnetic field, and the fixing layer which consists of two-layer films of ferromagnetic layers (NiFe, CoFe, CoFeNi, etc.) and an antiferromagnetism layer (FeMn) through non-magnetic materials (Cu, Au, Ag, etc.). This spin bulb film shows 3 - 10% of very high MR rate of change compared with a NiFe alloy. When GMR of this spin bulb film has magnetization (Mf) of the soft-magnetism layer which can answer freely a magnetic field, and parallel magnetization (Mp) of a fixing layer (two-layer film with which the magnetization direction is being fixed by Hua produced in the contact surface of a ferromagnetic layer and an antiferromagnetism layer), resistance of a spin bulb film becomes the minimum. It is resistance at this time R0 It carries out. moreover, Mf [p anti- -- in \*\*\*\*, resistance of a spin bulb film becomes the maximum It is Rm about the resistance at this time. It carries out. The GMR rate of change at this time is  $(R_m - R_0) / R_0$ . It is given.

008] When the direction of both magnetization is parallel, the current which flows the inside of a spin bulb film does not receive dispersion according [ an electron ] to spin by the interface of a non-magnetic layer and a soft-magnetism layer, and the interface of a non-magnetic layer and a fixing layer, and resistance serves as the minimum.

009] this -- opposite -- the direction of magnetization -- anti- -- in \*\*\*\*, the current which flows the inside of a spin bulb film receives dispersion according [ an electron ] to spin by the interface of a non-magnetic layer and a soft-magnetism layer, and the interface of a non-magnetic layer and a fixing layer, and resistance increases

010] In any case, in the MR head using AMR, and the spin valve head (MR head) using GMR, a laminating and the so-called pinning operation of making it joining and producing Hua are required in a ferromagnetic and an antiferromagnetism film. In the MR head using AMR, in order to generate a vertical bias magnetic field and to control HN, pinning is performed, and in a spin valve head, since magnetization is fixed, pinning is performed.

011] As a material of the antiferromagnetism film which produces Hua, it is [ gamma-FeMn alloys (USP No. 103315 etc.), NiO, and ] alpha-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> from the former. Mn gamma phase alloy (JP,60-32330,B) containing the element chosen from Fe, Co, Cu, germanium, nickel, Pt, and Rh is known. Moreover, what added Cr to FeMn is proposed (USP No. 4755897 etc.).

012] However, it cannot say that the material of the above-mentioned antiferromagnetism film has corrosion resistance or enough thermal stability, but the problem of degradation of Hua by corrosion and degradation of Hua by the temperature change arises. Moreover, in addition to the above-mentioned problem, in a spin bulb film, it is requested that blocking temperature (temperature from which Hua becomes zero) is high. Furthermore, in order to perform the so-called orthogonalization heat treatment in manufacture process, it is in within the limits with blocking temperature, and it is also requested that blocking temperature can be selected somewhat arbitrarily.

013]

Problem(s) to be Solved by the Invention] this invention is originated by the thing of such the actual condition. the propose It excels in corrosion resistance and thermal stability. Offer of an antiferromagnetism layer (pinning layer) with blocking temperature high [ that there is no degradation of Hua ] enough, Taking advantage of this antiferromagnetism layer (pinning layer) property, it excels in corrosion resistance and thermal stability, magnetic field sensitivity is high, and MR rate of change is to offer magnetic sensing elements, such as a magnetoresistance-effect element which comes to have a magnetic large multilayer, and a magnetoresistance-effect type head using it.

014]

Means for Solving the Problem] In order to solve such a technical problem, this invention a magnetoresistance-effect element and a conductor -- the magnetic sensing element containing a film and the polar zone -- it is -- the above -- a conductor -- a film It has flowed with the aforementioned magnetoresistance-effect element through the aforementioned polar zone. the aforementioned magnetoresistance-effect element A non-magnetic metal layer and the ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer, It has the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer, and the pinning layer formed in the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. The aforementioned pinning layer consists of Rux My Mnz (M is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

015] The oxygen density which contains the aforementioned pinning layer in the layer as a suitable mode of this invention is constituted so that sulfur concentration may become below the 5000 atom ppm below the 5000 atom ppm and the level of chlorine may become [ below the 5000 atom ppm and carbon concentration ] below the 5000 atom ppm.

016] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of Rux Rhy Mnz ( $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

017] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of Rux Pty Mnz ( $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ ,  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

018] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of  $Rux My Mnz$  ( $M$  is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 24$ ,  $1 \leq y \leq 24$ ,  $75 \leq z \leq 85$ , and  $15 \leq x+y \leq 25$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

019] As a suitable mode of this invention, it is constituted so that the blocking temperature of the aforementioned pinning layer may become 160 degrees C or more.

020] As a suitable mode of this invention, the switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer is 0.06 erg/cm<sup>2</sup>. It is constituted so that it may become the above.

021] As a suitable mode of this invention, in the relation of the temperature-switched connection energy of the aforementioned pinning layer and the aforementioned ferromagnetic layer, it is constituted so that the temperature coefficient of 80-130 degrees C may become  $-2 \times 10^{-4}$  -  $-8 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\*.

022] As a suitable mode of this invention, the aforementioned magnetic multilayer is constituted as a film of the spin bulb type in which huge magnetic reluctance is shown.

023] As a suitable mode of this invention, it sets on a spin bulb type film. the aforementioned soft-magnetism layer the 1st soft-magnetism layer which consists of an alloy which contains Co or Co 80% of the weight or more from a non-magnetic metal layer side, Have the 2nd soft-magnetism layer becoming ( $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$  (the unit of  $x$  and  $y$  is weight %)), and it consists of  $y Co 1-y$ . (Nix Fe  $1-x$ ) The aforementioned non-magnetic metal layer consists of material containing at least one sort chosen from Au, Ag, and Cu.

024] As a suitable mode of this invention, the aforementioned magnetic multilayer is constituted as a film in which the anisotropy magnetoresistance effect is shown.

025] As a suitable mode of this invention, it is the layer which the aforementioned soft-magnetism layer contains at least one sort out of Rh, Cr, Ta, Nb, Zr, and Hf into a NiFe alloy, and functions as a horizontal bias layer in the film in which the anisotropy magnetoresistance effect is shown, and the aforementioned non-magnetic metal layer is Ta, Ti, and aluminum 2O3. Or SiO2 It is constituted so that it may be the layer which functions as a nonmagnetic detached core in a shell.

026] moreover, this invention -- a magnetoresistance-effect element and a conductor -- the magnetic sensing element containing a film and the polar zone -- it is -- the above -- a conductor -- a film It has flowed with the aforementioned magnetoresistance-effect element through the aforementioned polar zone. the aforementioned magnetoresistance-effect element A non-magnetic metal layer and the ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer, It is as the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer, and the pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. The aforementioned pinning layer consists of  $Rux My Mnz$  ( $M$  is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

027] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of  $Rux Rhy Mnz$  ( $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

028] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of  $Rux Pty Mnz$  ( $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ ,  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

029] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of  $Rux My Mnz$  ( $M$  is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 54$ , and  $46 \leq x+y \leq 55$  (the unit of  $x$ , and  $y$  and  $z$  is atomic %)).

030] moreover, this invention -- a magnetoresistance-effect element and a conductor -- the magnetic sensing element containing a film and the polar zone -- it is -- the above -- a conductor -- a film It has flowed with the aforementioned magnetoresistance-effect element through the aforementioned polar zone. the aforementioned magnetoresistance-effect element A non-magnetic metal layer and the ferromagnetic layer formed in one field of a non-magnetic metal layer, It is as the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer, and the pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. The aforementioned pinning layer consists of  $Rux Mn 100-x$  ( $15 \leq x \leq 30$  (the unit of  $x$  is atomic %)).

031] As a suitable mode of this invention, the aforementioned pinning layer consists of  $Rux Mn 100-x$  ( $18 \leq x \leq 27$  (the unit of  $x$  is atomic %)).

032] Moreover, the ferromagnetic layer by which this invention was formed in one field of a non-magnetic metal layer and a non-magnetic metal layer, It is the magnetoresistance-effect element which comes to have the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer, and

the pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. The aforementioned pinning layer consists of  $Rux My Mn_z$  (M is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

0033] Moreover, the ferromagnetic layer by which this invention was formed in one field of a non-magnetic metal layer and a non-magnetic metal layer, It is the magnetoresistance-effect element which comes to have the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer, and the pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. The aforementioned pinning layer It consists of  $Rux My Mn_z$  (M is at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, and is  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and  $42 \leq x+y \leq 60$  (the unit of x, and y and z is atomic %)).

0034] Moreover, the ferromagnetic layer by which this invention was formed in one field of a non-magnetic metal layer and a non-magnetic metal layer, It is the magnetoresistance-effect element which comes to have the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer formed in the field of another side of a non-magnetic metal layer, and the pinning layer formed on the ferromagnetic layer (the field which touches a non-magnetic metal layer, and field of opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer. The aforementioned pinning layer It consists of  $Rux Mn_{100-x}$  ( $15 \leq x \leq 30$  (the unit of x is atomic %)).

0035] According to the above-mentioned this invention, a pinning layer (antiferromagnetism layer) is constituted from composition of a Ru-Mn system or a Ru-M-Mn system. (At least one sort as which M was chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re) Further Since the high impurity concentration of a pinning layer is also specified, it excels in corrosion resistance and thermal stability, and magnetic field sensitivity is high and offer of magnetic sensing elements, such as a magnetoresistance-effect element for which MR rate of change has a magnetic large multilayer, and a magnetoresistance-effect type head using it, can be realized.

0036]

[The mode of implementation of invention] Hereafter, the mode of concrete operation of this invention is explained in detail.

0037] Drawing 1 is the cross section showing a suitable example of the magnetoresistance-effect element 3 of this invention. In the mode of this operation, the magnetoresistance-effect element 3 comes to have a magnetic multilayer (for the magnetic multilayer 1 to only be called below) as a spin bulb film in which the huge magnetoresistance effect is shown. The ferromagnetic layer 40 by which the magnetic multilayer 1 was formed in one field of the non-magnetic metal layer 30 and this non-magnetic metal layer 30 as shown in drawing 1, It is on the ferromagnetic layer 40 (when "when" ] saying here) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the soft-magnetism layer 20 formed in the field of another side of the non-magnetic metal layer 30, and the ferromagnetic layer 40. The layered product structure of having the pinning layer 50 formed for meaning the field which touches the non-magnetic metal layer 30, and the field of an opposite side is made.

0038] As these layered products are shown in drawing 1, usually, it is formed on a substrate 5 and the laminating of these is carried out to the order of the soft-magnetism layer 20, the non-magnetic metal layer 30, the ferromagnetic layer 40, and the pinning layer 50 through the ground layer 7 from the substrate 5 side. On this pinning layer 50, the protective layer 80 for antioxidizing is usually formed like illustration.

0039] In the magnetic multilayer 1 (spin bulb film) in the mode of this operation, it is required for the sense of mutual magnetization of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 which were adjoined and formed in the both sides through the non-magnetic metal layer 30 according to the sense of the signal magnetic field added from the outside to differ substantially. The reason is that it is in the greatest resistance being shown when dispersion for which induction electron depended on spin when the sense of the magnetization of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 in which the principle of this invention was formed through the non-magnetic metal layer 30 had shifted is received, resistance increases and the sense of magnetization turns to a retrose mutually. That is, in this invention, as shown in drawing 2, the signal magnetic field from the outside adds (it goes from the recording surface 3 of a record medium 90, and when it is upward (expressed with a sign 92), the component of a retrose arises [ the direction of magnetization of a \*\*\*\*\* magnetic layer ] mutually, and resistance increases.).

0040] Here, the external signal magnetic field from the magnetic-recording medium in the magnetic multilayer used or the magnetoresistance-effect element of this invention (spin bulb), the direction of mutual magnetization of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40, and the relation of change of electric resistance are explained.

0041] It explains referring to drawing 2 about the case where it is the simplest magnetic multilayer in which 1 set of soft-magnetism layers 20 and the ferromagnetic layer 40 exist through one non-magnetic metal layer 30, as shown in drawing 1, in order to make an understanding of this invention easy now.

042] As shown in drawing 2, pinning of the ferromagnetic layer 40 is carried out in the direction of facing down in the magnetization toward the medium side by the method described later (sign 41). Since another soft-magnetism layer 20 is formed through the non-magnetic metal layer 30, the magnetization direction changes the sense by the signal magnetic field from the outside (sign 21). At this time, the relative angle of magnetization of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 changes with the sense of the signal magnetic field from the magnetic-recording medium 90 a lot. Consequently, the degree on which the conduction electron which flows in a magnetic layer is scattered changes, and electric resistance changes a lot.

043] Big MR in which a mechanism essentially differs from the anisotropy magnetoresistance effect of a permalloy by this (Magnetoresistance) An effect is acquired.

044] The sense of magnetization of the soft-magnetism layer 20, the ferromagnetic layer 40, and the pinning layer 50 that shows the pinning effect changes relatively to an external magnetic field. Change of the sense of those magnetization makes it correspond to a magnetization curve and MR curve, and is shown in drawing 3. Here, all magnetization of the ferromagnetic layer 40 is being fixed in the minus direction (going from the recording surface of a record medium 90 facing down) by the pinning layer 50. When an external signal magnetic field is minus, magnetization of the soft-magnetism layer 20 also turns to the minus direction. In order to simplify explanation now, let coercive force of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 be a value near 0. On the other hand, as for the magnetization direction of both the magnetic layers of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40, the signal magnetic field H has still turned to \*\* in the field (I) of  $H < 0$ .

045] If an external magnetic field is raised and H exceeds the coercive force of the soft-magnetism layer 20, the magnetization direction of a soft-magnetism layer will be rotated in the direction of a signal magnetic field, and magnetization and electric resistance will increase along with the sense of each magnetization of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 serving as anti-parallel. And it becomes constant value (state of a field (II)). At this time, a certain pinning magnetic field  $H_{ua}$  is working by the pinning layer 50. If a signal magnetic field exceeds this  $H_{ua}$ , magnetization of the ferromagnetic layer 40 will also rotate in the direction of a signal magnetic field, and in field (III), on the other hand, each magnetization direction of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 gathers, and it turns [ direction ] to \*\*. At this time, MR curve is set to 0 by magnetization at a certain constant value.

046] Conversely, when the signal magnetic fields H decrease in number, in connection with the flux reversal of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40, it changes from a field (III) one by one with (II) and (I) like former. Receiving dispersion for which conduction electron depended on spin in the first portion of a field (II) here, resistance becomes large. Although flux reversal hardly carries out since pinning of the ferromagnetic layer 40 is carried out among fields (II), in order for the soft-magnetism layer 20 to make the magnetization increase linearly, it corresponds to magnetization change of the soft-magnetism layer 20, and the rate of the conduction electron which receives dispersion depending on spin becomes large gradually. namely, the soft-magnetism layer 20 -- for example,  $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$  with small  $H_c$  choosing and giving the suitable anisotropy magnetic field  $H_k$  -- several [ below near  $H_k$  ] -- Oe - a number -- the magnetic multilayer which shows resistance rate of change linear [ resistance change ] and big in the smallness external magnetic field of the range of 10Oe is obtained

047] There is a respectively suitable range in the thickness of each thin film layer in this invention. The thickness of non-magnetic metal layer has the good range of 15-40Å. If the thickness of a non-magnetic metal layer becomes thicker than 40Å, since the rate of the conduction electron which flows only in this layer will increase and the whole MR change will become small, it is inconvenient. Moreover, if this thickness becomes thinner than 15Å, the ferromagnetism-magnetic coupling between the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 will become wrong, and the anti-parallel state of the spin for realizing the big MR effect will no longer be acquired. On the other hand, since conduction electron receives dispersion in an interface portion with a non-magnetic metal layer, the soft-magnetism layer 20, and the ferromagnetic layer 40, even if the thickness of these two magnetic layers 20 and 40 becomes thicker than 200Å, there is no improvement in a substantial effect. Since the whole thickness becomes thicker, it is inconvenient. As for the thickness of the magnetic layers 20 and 40 two-layer [ these ], considering as 16Å or more is desirable. If it becomes thinner than this, thermal resistance and processing resistance will deteriorate.

048] Hereafter, each composition of the magnetoresistance-effect element 3 mentioned above is explained in detail. The first focus in this magnetoresistance-effect element is in composition of the pinning layer 50.

049] The pinning layer 50 of this invention is  $\text{Ru}_x\text{M}_y\text{Mn}_z$ . A system (at least one sort as which M was chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re), or  $\text{Ru}_x\text{Mn}_{1-x}$  It consists of a system.

050] First, it is  $\text{Ru}_x\text{M}_y\text{Mn}_z$  to the beginning. The pinning layer 50 which consists of a system is explained. In this system, as mentioned above, it is at least one sort of elements chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re, M of 3 yuan becomes composition of a system, when one sort of M is accepted and is selected, and when two or more sorts of M is



lected, it becomes the composition more than a 4 yuan system. It sets in all the ranges of Above M, and is a book.

051] Rux My Mnz About a system, x, and y and z show the rate of composition of each element, respectively, and a unit is atomic %. Rux My Mnz of this invention In a system, it roughly divides and two suitable composition ranges exist. One of them is (1)  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and the range specified by  $10 \leq x+y \leq 31$ , and another (2)  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and the range specified by  $42 \leq x+y \leq 60$ .

052] The above (1) In  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and the range specified by  $10 \leq x+y \leq 31$  preferably It is  $1 \leq x \leq 24$ ,  $1 \leq y \leq 24$ ,  $75 \leq z \leq 85$ , and the range specified by  $15 \leq x+y \leq 25$ , and they are  $1 \leq x \leq 22$ ,  $1 \leq y \leq 22$ ,  $7 \leq z \leq 82$ , and the range specified by  $18 \leq x+y \leq 23$  more preferably. In such a composition range, if the value of z becomes under 69 atom % and the value of x+y exceeds 31 atom %, un-arranging [ that both the value of the switched connection magnetic field Hua and the blocking temperature Tb (it defines as temperature from which the value of Hua serves as zero) will fall ] will arise. Moreover, if the value of x+y becomes [ the value of z ] under 10 atom % exceeding 90 atom %, it will also produce un-arranging [ that both the value of the switched connection magnetic field Hua and the blocking temperature Tb fall, and corrosion resistance falls with the increase in Mn like the above further ]. In this composition range, it is thought that the irregular alloy of M and Mn is formed, therefore the switched connection magnetic field Hua with an example of antiferromagnetism good [ the pinning layer 50 whole ] is acquired. Moreover, the temperature of the blocking temperature Tb can be arbitrarily set up in 160 degrees C - 250 degrees C by adjusting composition in  $10 \leq x+y \leq 31$ . By this, magnetization required for a spin bulb film can be orthogonalized smoothly (magnetization of the soft-magnetism layer 20, and orthogonalization of magnetization of the ferromagnetic layer 40 (at the time of external magnetic field zero)).

053] The above (2) In  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and the range specified by  $42 \leq x+y \leq 60$  preferably they are  $1 \leq x \leq 57$ ,  $1 \leq y \leq 57$ ,  $42 \leq z \leq 57$ , and the range specified by  $43 \leq x+y \leq 58$ . more preferably They are  $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 55$ ,  $45 \leq x+y \leq 55$ , and  $1 \leq x \leq 54$ ,  $1 \leq y \leq 54$ ,  $45 \leq z \leq 54$  and the range specified by  $46 \leq x+y \leq 55$  further more preferably. In such a composition range, the very good switched connection magnetic field Hua, the blocking temperature Tb, and corrosion resistance are shown. In such a composition range, if the value of z becomes under 40 atom % and the value of x+y exceeds 60 atom %, un-arranging [ that the value of the switched connection magnetic field Hua will decrease rapidly ] will arise. Moreover, if the value of x+y becomes [ the value of ] under 42 atom % exceeding 58 atom %, un-arranging [ that the value of the switched connection magnetic field Hua will decrease rapidly ] will arise like the above. This (2) In  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and the range specified by  $42 \leq x+y \leq 60$ , in order that Mn and other elements may form the ordered alloy of abbreviation 1:1, it is thought that the extremely excellent switched connection magnetic field Hua and the blocking temperature Tb are shown. Since there are still few amounts of Mn, corrosion resistance is also what was extremely excellent. Moreover, the temperature of Tb can be arbitrarily set up in 160 degrees C - 400 degrees C by adjusting composition in  $42 \leq x+y \leq 60$ . By this, magnetization required for a spin bulb film can be orthogonalized smoothly (magnetization of the soft-magnetism layer 20, and orthogonalization of magnetization of the ferromagnetic layer 40 (at the time of external magnetic field zero)).

054] Subsequently, Rux Mn 100-x The pinning layer 50 which consists of a system is explained. the pinning layer 50 of this 2 yuan system -- setting -- the range of x (the unit of x is atomic %) --  $15 \leq x \leq 30$  -- desirable --  $18 \leq x \leq 27$  -- is more preferably set as  $20 \leq x \leq 25$  If this value of x becomes under 15 atom % or exceeds 30 atom %, the switched connection magnetic field Hua decreases and is not desirable. In addition, if this Ru-Mn system is made to add the above-mentioned M, the switched connection magnetic field Hua and the blocking temperature Tb will improve to like [ above-mentioned ].

055] Especially the blocking temperature Tb of the pinning layer 50 mentioned above is 160-400 degrees C, and shows 160 degrees C or more of very high thermal stability (incidentally FeMn used conventionally is about 150 degrees C).

056] moreover, the switched connection energy Jk of the pinning layer 50 and the aforementioned ferromagnetic layer 40 which are used by this invention -- 0.06 erg/cm<sup>2</sup> the above -- especially -- 0.08 - 0.18 erg/cm<sup>2</sup> \*\* -- the very high value to say is shown This switched connection energy Jk shows the strength (pinning is carried out) which fixes magnetization of the ferromagnetic layer 40, and the switched connection energy Jk is searched for by x(ferromagnetic layer saturation magnetization) (Hua) x (thickness).

057] Furthermore, in the relation of the temperature-switched connection energy of the pinning layer 50 and the ferromagnetic layer 40, the temperature coefficient Tc of 80-130 degrees C has a desirable thing in the range of  $-2 \times 10^{-4}$  -  $-8 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\* from a viewpoint of temperature stability. This temperature coefficient Tc is defined as follows. That is, in the graph which shows the relation of the temperature T-switched connection energy Jk, the arithmetic mean of the value, 80 degrees C and 130 degrees C, of two points which calculated two points and was calculated is carried out for differential value  $d(Jk)/d(T)$  within the limits of 80-130 degrees C, and this average is

defined as a temperature coefficient  $T_c$  value.

058] It is good to constitute that below 3000 atom ppm and sulfur concentration is [ the oxygen density which furthermore contains the pinning layer 50 in the layer / below the 3000 atom ppm and the level of chlorine ] below the 100 atoms ppm below the 5000 atom ppm below the 5000 atom ppm below the 5000 atom ppm preferably below the 100 atom ppm for below 3000 atom ppm and carbon concentration. If an oxygen density becomes high, Mn contained in the pinning layer 50 will oxidize, and the properties (for example,  $H_u$ ,  $T_b$ ,  $J_k$ , etc.) as an antiferromagnetism layer will deteriorate. Moreover, the magnetic properties of the ferromagnetic layer 40 by which a laminating is carried out in contact with this pinning layer 50 deteriorate, and it has a bad influence also on thermal resistance. Similarly, if the carbon in the pinning layer 50, sulfur, and chlorine also exceed the above-mentioned concentration, the property as an antiferromagnetism layer will be degraded. Therefore, it is necessary to set up thin film formation conditions so that the above-mentioned high impurity concentration may not be exceeded. In addition, it is desirable for there to be no nit in the minimum of the above-mentioned high impurity concentration, and to bring close to zero as much as possible.

059] As for the thickness of this pinning layer 50, it is preferably good more preferably to consider [ 50Å - 1000Å / 100Å - 800Å / 70Å - 500Å ] as the range of 70Å - 300Å still more preferably. If the thickness of the pinning layer 50 becomes thinner than 50Å, the switched connection magnetic field  $H_u$  and the blocking temperature  $T_b$  will become small rapidly. If too not much thick, the gap length (length during a shield-shield) as an MR head will become large, and it will stop conversely, being overly suitable not much for high-density magnetic recording, although a thick part is satisfactory. Therefore, the one smaller than 1000Å is good.

060] Such a pinning layer 50 is formed using methods, such as the ion beam sputter method, the sputtering method, a reactant vacuum deposition, and a molecular beam epitaxy method (MBE). There is especially no limitation in these thin film production method.

061] Although the aforementioned ferromagnetic layer 40 consists of the alloys and compounds containing Fe, nickel, Co, Mn, Cr, Dy, Er, Nd, Tb, Tm, Ce, Gd(s), etc. and these elements, it is desirable to constitute from composition especially expressed with  $w\text{Fe}(\text{Co}_z\text{nickel}_{1-z})_{1-w}$  (however, it is  $0.4 \leq z \leq 1.0$  and  $0.5 \leq w \leq 1.0$  by the weight). If it separates from these composition ranges, un-arranging [ that change of big electric resistance is no longer obtained ] will arise.

062] 16-100Å of thickness of such a ferromagnetic layer 40 is more preferably made into 20-60Å. If this value becomes less than 16Å, the property as a magnetic layer will be lost. On the other hand, if this value exceeds 100Å, the pinning force from the aforementioned pinning layer 50 will become small, and the pinning effect of the spin of this ferromagnetic layer will no longer be acquired fully.

063] Since such a ferromagnetic layer 40 is directly in contact with the pinning layer 50 like \*\*\*\*, the interaction between direct layers works to both, and magnetization rotation of the ferromagnetic layer 40 is prevented. On the other hand, the soft-magnetism layer 20 explained in full detail behind can rotate the magnetization freely by the signal magnetic field from the outside. Consequently, an angle relative to magnetization of both soft-magnetism layer 20 and ferromagnetic layer 40 is produced, and the big MR effect resulting from the difference in the sense of this magnetization is acquired.

064] The aforementioned soft-magnetism layer 20 becomes that it is [ the standup of MR curve ] steeper to use a magnetic layer with small coercive force  $H_c$  although it consisted of the alloys and compounds containing Fe(s), nickel, Co(es), etc. which show a soft-magnetism property, and these elements, and a desirable result is obtained. It is an especially desirable mode to make it the two-layer structure where the soft-magnetism layer 20 is shown below. That is, it constitutes from a non-magnetic metal layer 30 side as a two-layer layered product of the 1st soft-magnetism layer which consisted of alloys which contain Co (cobalt) simple substance or Co 80% of the weight or more, and the 2nd soft-magnetism layer which is the composition expressed with  $y\text{Co}(\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x})_{1-y}$  (however, a weight  $0.7 \leq x \leq 0.9$ ,  $0.5 \leq y \leq 0.8$ ). considering as such composition -- Co -- the 1st rich soft-magnetism layer can work as a diffusion blocking layer, and diffusion of nickel can be prevented from a 2nd soft-magnetism layer side to the non-magnetic metal layer 30 side moreover, Co -- the 1st rich soft-magnetism layer also discovers the effect that MR rate of change improves in order to increase the electronic scattering power force In addition, in order to maintain soft magnetism, the 2nd soft-magnetism layer is above-mentioned composition within the limits, and is formed.

065] 20-150Å of 30-120Å of thickness of such a soft-magnetism layer 20 is preferably made into 50-100Å still more preferably. If this value becomes less than 20Å, the property as a good soft-magnetism layer will not be acquired. On the other hand, if this value exceeds 150Å, the thickness of the whole multilayer will become thick, resistance of the magnetic whole multilayer will become large, and the MR effect will decrease. in addition -- the case where the soft-magnetism layer 20 is made into a two-layer layered product as mentioned above -- Co -- what is necessary is just to secure 4Å or more of 1st rich soft-magnetism layer thickness

066] The non-magnetic metal layer 30 which intervenes between such a soft-magnetism layer 20 and the forementioned ferromagnetic layer 40 has a conductive desirable metal, in order to draw an electron efficiently. at least one sort more specifically chosen from Au, Ag, and Cu, or these at least one or more sorts -- more than 60wt% -- the included alloy is mentioned

067] As for the thickness of such a non-magnetic metal layer 30, it is desirable that it is 15-40Å. If this value becomes 15Å or less, the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 which are arranged through this thing will carry out switched connection, and un-arranging of the spin of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40 stopping functioning independently, respectively will arise. If this value exceeds 40Å, the rate of the electron scattered about by the interface of the soft-magnetism layer 20 located up and down and the ferromagnetic layer 40 will decrease, and un-arranging [ that reduction of MR rate of change will take place ] will arise.

068] A protective layer 80 prevents oxidization of the magnetic multilayer front face in the process of a membrane formation process, it is formed for the purpose of wettability with the electrode material formed in the upper part, and improvement in adhesion intensity, and this thing is formed from material, such as Ti, Ta, W, Cr, Hf, Zr, and Zn. thickness is usually made into about 30-300Å.

069] a substrate 5 -- glass, silicon, MgO, GaAs, a ferrite, ARUTIKKU, and CaTiO<sub>3</sub> etc. -- it is formed of material thickness is usually set to about 0.5-10mm.

070] The quality of the material and thickness of each class are specified as mentioned above, further at least, on the other hand, an external magnetic field is impressed to \*\*, and the thing in the film surface later mentioned at the time of membrane formation of the soft-magnetism layer 20 done for the 2-10Oe grant of the anisotropy field H<sub>k</sub> especially more preferably two to 20 Oe is desirable two to 16 Oe.

071] If the anisotropy field H<sub>k</sub> of a soft-magnetism layer is set to less than 2 Oes, since it will become of the same grade as coercive force and linear MR change curve centering on zero magnetic field will no longer be obtained substantially, the property as a MR element deteriorates. Moreover, when larger [ than 20Oe(s) ] and this film is applied to an MR head etc., an output tends to decline and resolution falls. These H<sub>k</sub>(s) are obtained here by impressing the magnetic field of 10-300Oe as an external magnetic field at the time of membrane formation. Although MR effect does not change even if an external magnetic field exceeds 300Oe rather than is [ and ] enough to carry out induction of the H<sub>k</sub> in 10 or less Oes, it becomes large, costs also increase and the coil for magnetic field generating is inefficient-like.

072] Also let what carried out the repeat laminating of the magnetic multilayer 1 mentioned above, respectively be a magnetoresistance-effect element. What is necessary is for there to be especially no limit in the number of times n of a repeat laminating of a magnetic multilayer, and just to choose suitably according to the magnetic-reluctance rate of change made into the purpose. It is so good that all the thickness of a magnetic multilayer is thin in order to correspond to the super-densification of the magnetic recording of these days. However, if it becomes thin, although the MR effect will usually become small simultaneously, the magnetic multilayer used for this invention can obtain the multilayer which can be equal to practical use enough, even when the number of times n of a repeat laminating is 1. Moreover, although resistance rate of change also increases as the number of laminatings is increased, it is desirable to usually take n or less into ten from productivity becoming bad, resistance of the whole element becoming low too much, if n is still too larger, and practical inconvenience arising. The desirable ranges of n are 1-5.

073] Membrane formation of each class of the aforementioned magnetic multilayer 1 is performed by methods, such as the ion beam spatter method, the sputtering method, a vacuum deposition, and a molecular beam epitaxy method (MBE). It is desirable that set the ultimate-pressure force in vacuum membrane formation equipment to 1x10 to 7 or less Torr, and the water and the oxygen tension under membrane formation form membranes in the atmosphere of 1x10 to 7 or less Torr on the occasion of membrane formation of the magnetic multilayer 1 (facing membrane formation of the ferromagnetic layer 40 and the pinning layer 50 especially). By setting up such membrane formation conditions, improvement in the switched connection magnetic field H<sub>ua</sub> can be realized, and it is desirable. it is mentioned above as a substrate 5 -- as -- glass, silicon, MgO, GaAs, a ferrite, ARUTIKKU, and CaTiO<sub>3</sub> etc. -- it can be as mentioned above on the occasion of membrane formation, the thing in a film surface for which the external magnetic field of 10-300Oe is impressed to \*\* on the other hand at the time of soft-magnetism layer 20 membrane formation is desirable. Thereby, the anisotropy magnetic field H<sub>k</sub> can be given to the soft-magnetism layer 20. In addition, the impression method of an external magnetic field can control the impression stage of a magnetic field easily only at the time of soft-magnetism layer 20 membrane formation. For example, it may impress using equipment equipped with the electromagnet etc., and you may be the method which is not impressed at the time of pinning layer 50 membrane formation. Or you may be the method of always impressing a fixed magnetic field through the time of membrane formation.

074] Moreover, as mentioned above, the RF property should be further excelled in the thing in a film surface which



an external magnetic field is impressed to \*\* on the other hand, and is done for the induction of the anisotropy magnetic field  $H_k$  at least at the time of membrane formation of the soft-magnetism layer 20.

0075] Furthermore, in case the pinning layer 50 is formed, it is good to impress a magnetic field to the direction and perpendicular direction of an impression magnetic field at the time of forming the soft-magnetism layer 20. That is, it is in the film surface of a magnetic multilayer, and becomes measurement current and the right-angled direction. The size of the magnetic field impressed here should just be in the range of 10-300Oe. Thereby, the direction of magnetization of the ferromagnetic layer 40 can fix certainly by the pinning layer 50 in the direction of an impression magnetic field (measurement current and the right-angled direction), and an anti-parallel state can be most rationally made with the magnetization of the soft-magnetism layer 20 which can change the sense easily by the signal magnetic field. The direction of the magnetic field impressed in case this forms not a requirement but an antiferromagnetism layer, and in case a soft-magnetism layer is formed may be the same direction most. At this time, after membrane formation of a magnetic multilayer, it is in process, and it is good to lower temperature, impressing a magnetic field in the direction of a strip-of-paper shorter side (the direction and perpendicular direction of an impression magnetic field at the time of forming the soft-magnetism layer 20), in case heat treatment of about 200 degrees C is performed.

0076] Next, invention of the magnetoresistance-effect element 3 equipped with the magnetic multilayer 1 explained in the mode of the aforementioned implementation was developed, the path for which an electron flows was examined in detail, and it resulted in invention of a magnetic sensing element. A magnetic sensing element here is the thing of the large concept which more specifically contains a magnetoresistance-effect type head (MR head), MR sensor, a ferromagnetic memory device, an angle sensor, etc. coming [ a magnetoresistance-effect element, an electric conduction film, and the electrode section ]. Moreover, a spin valve head equipped with the magnetic multilayer which shows the huge magnetoresistance effect (GMR), and an MR head equipped with the magnetic multilayer which shows the anisotropy magnetoresistance effect (AMR) are contained in the magnetoresistance-effect type head (MR head) in this invention.

0077] Here, as an example of a magnetic sensing element, the spin valve head in a magnetoresistance-effect type head (MR head) is taken and mentioned, and is explained hereafter.

0078] As shown in drawing 4, the magnetoresistance-effect type head (MR head) 150 has the electrode section 100,100 formed in the both ends 200a and 200a of the magnetoresistance-effect element 200 as a magnetic sensitive part of a magnetosensitive \*\*\*\* sake, and this magnetoresistance-effect element 200 in the signal magnetic field. And, for the edges 200a and 200a of the magnetoresistance-effect element 200 as a magnetic sensitive part, it is desirable to connect in the state where the whole both ends touch the electrode section 100,100. in addition, a conductor -- the film 120,120 has flowed with the magnetoresistance-effect element 200 through the aforementioned electrode section 100,100 in order to give next explanation intelligible in this invention -- for convenience -- a conductor -- although divided into a film 120 and the electrode section 100 -- a conductor -- a film 120 and the electrode section 100 are formed in many cases by the thin film forming method in one originally, and these [ one ] may consider them to be a member

0079] The thing of the same laminated structure is substantially used with the magnetoresistance-effect element 3 which has the magnetic multilayer 1 the magnetoresistance-effect element 200 as a magnetic sensitive part in an MR head is indicated to be to aforementioned drawing 1. The magnetoresistance-effect element 200 is replaced by the magnetoresistance-effect element 3 which has the magnetic multilayer shown in drawing 1. namely, consequently, the magnetoresistance-effect element 200 The non-magnetic metal layer 30 and the ferromagnetic layer 40 formed in one field of the non-magnetic metal layer 30, It has the soft-magnetism layer 20 formed in the field of another side of the non-magnetic metal layer 30, and the pinning layer 50 formed on the ferromagnetic layer 40 (the field which touches the non-magnetic metal layer 30, and field of an opposite side) in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer 40.

0080] The magnetoresistance-effect element 200 which formed the important point as mentioned above here is the point that a so-called spin bulb type magnetic-reluctance change is shown. The ferromagnetic layer 40 formed in one field of the non-magnetic metal layer 30 and the non-magnetic metal layer 30 with a spin bulb type magnetic-reluctance change, In the magnetic multilayer which has the soft-magnetism layer 20 formed in the field of another side of the non-magnetic metal layer 30, and the pinning layer 50 formed on the ferromagnetic layer in order to carry out pinning of the sense of magnetization of the aforementioned ferromagnetic layer 40 The thing which the angle which the spin of the ferromagnetic layer 40 by which pinning was carried out to the soft-magnetism layer 20 accomplishes when an external signal magnetic field is 0 sees from an acute angle and by which a setup is carried out mostly soon at 90 degrees is said. In practice, although it is the angle of 45 - 90 degrees in many cases, it is good to set as 90 degrees (orthogonalization of magnetization) preferably especially. It is for making it a magnetoresistance-effect curve (MR curve) serve as right-and-left asymmetry to the external magnetic field of plus and minus focusing on

ie time of an external magnetic field being 0.

0081] In order to attain orthogonalization of this magnetization, it is necessary to perform a vacuum heat treatment for the magnetic multilayer 1 all over a magnetic field above the blocking temperature  $T_b$  of the pinning layer 50. This processing is called orthogonalization heat treatment and the temperature at this time is called orthogonalization temperature. It is realizable also by making it orthogonalize beforehand in the magnetic field impressed during membrane formation. However, the rectangular state will be disturbed by the unescapable heat received in a subsequent head manufacture process. Therefore, it is good to perform orthogonalization heat treatment at the last of a head manufacture process preferably. It is desirable in the case of this orthogonalization heat treatment to change only the magnetization direction of the pinning layer 50. This orthogonalization temperature is higher than the blocking temperature  $T_b$ , and it is desirable that it is lower than the temperature to which the induced-magnetism different directivity of the soft-magnetism layer 20 disappears. Therefore, if orthogonalization heat treatment is performed when the blocking temperature  $T_b$  is higher than the temperature to which the induced-magnetism different directivity of the soft-magnetism layer 20 disappears, the magnetization direction of the soft-magnetism layer 20 will turn into the direction of an easy axis to an external magnetic field, and a problem will arise in linearity with a hysteresis at the magnetoresistance-effect curve to an external magnetic field. Moreover, when the blocking temperature  $T_b$  is too lower than the temperature to which the induced-magnetism different directivity of the soft-magnetism layer 20 disappears, degradation of the switched connection magnetic field  $H_{ua}$  arises with MR sensor working in a magnetic-recording system, and the temperature added at the time of a spin valve-head production process, and there is a problem that it cannot function as a spin bulb film. That is, it is desirable to form the pinning layer 50 which has the blocking temperature  $T_b$  in temperature somewhat lower than the temperature to which the induced-magnetism different directivity of the soft-magnetism layer 20 disappears, and to perform orthogonalization heat treatment. In this invention, selection of the blocking temperature  $T_b$  of the range of 160-400 degrees C is attained by setting up suitably within limits which mentioned composition of the pinning layer 50 above. Orthogonalization heat treatment is performed in about 150-410 degrees C.

0082] While the shield layer 300,300 is formed so that the magnetoresistance-effect element 200 and the electrode section 100,100 may be inserted into the magnetoresistance-effect type head (MR head) 150 up and down as shown in drawing 4, the nonmagnetic insulating layer 400 is formed in the portion between the magnetoresistance-effect element 200 and the shield layer 300,300.

0083] As for the ferromagnetic layer 40 used for the magnetoresistance-effect element 200 as a magnetic sensitive part here, the non-magnetic metal layer 30, the soft-magnetism layer 20, and the pinning layer 50, it is desirable to use what was stated in the example of the aforementioned magnetic multilayer, and the thing of the same quality of the material and thickness, respectively.

0084] As shown in drawing 4, the electrode section 100 which passes current is made into the structure where edge 200a and the whole 200a touch in the direction of a laminating of the magnetoresistance-effect element 200. Then, an electron flowing focusing on the portion pinched by the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40, magnetic scattering is carried out by the direction of the spin of the soft-magnetism layer 20 and the ferromagnetic layer 40, and resistance of an element changes a lot. Therefore, change of a minute external magnetic field is detectable as change of big electric resistance.

0085] Magnetization rotation of the soft-magnetism layer 20 specifies the standup portion of MR curve. In order to obtain the standup of steeper MR curve, it is desirable for the soft-magnetism layer 20 to change the sense of the magnetization by magnetization rotation completely to a signal magnetic field. However, a magnetic domain will occur in the soft-magnetism layer 20 in practice, and magnetic-domain-wall movement and magnetization rotation will take place simultaneously to a signal magnetic field. The Barkhausen noise occurred and the MR head property had stopped consequently, stabilizing.

0086] Then, wholeheartedly, as a result of advancing research, the artificer etc. checked that the improvement of the above-mentioned noise was achieved by making the hard magnetism layer 500 for connection with a thickness of 0nm it is thin from CoPtCr intervene, respectively between the electrode sections 100 for passing the magnetoresistance-effect element 200 and measurement current which are a magnetic sensitive part, as shown in drawing 5. Of course, the whole edges 200a and 200a of the hard magnetism layer 500 for connection and the magnetoresistance-effect element 200 are connected in the state of contacting the hard magnetism layer 500 for connection, in this case. The hard magnetism layer 500,500 for connection which adjoined the magnetoresistance-effect element (magnetic multilayer) and was formed contacts magnetically the soft-magnetism layer which constitutes the magnetic multilayer directly. This added hard magnetism layer 500 for connection brings the magnetic domain of the soft-magnetism layer in a magnetic multilayer close to single magnetic-domain structure, and has the effect which stabilizes magnetic-domain structure. Consequently, to a signal magnetic field, the soft-magnetism layer in a magnetic

multilayer can operate in magnetization rotation mode, and can acquire a good property without a noise. in addition, an electrode section 100 -- Ta, Cu, W, Ti, and Au -- a simple substance -- or it is made to compound and a monolayer multilayer structure is adopted

087] Moreover, an MR head equipped with the spin bulb film of the invention in this application has especially the desirable thing to consider as head structure as shown in drawing 6 . That is, the soft-magnetism layer 520 for connection and the antiferromagnetism layer 800 (or hard magnetism layer 800) are made to intervene one by one from the magnetoresistance-effect element 200 side like illustration between the electrode sections 100 for passing the magnetoresistance-effect element 200 and measurement current which are a magnetic sensitive part. and the soft-magnetism layer 520 for connection and the antiferromagnetism layer 800 (or hard magnetism layer 800) -- on the other hand -- one end -- a part of up 200a (direction near a soft-magnetism layer) of the magnetoresistance-effect element 200 -- a wrap -- like, like illustration, up to the electrode section 100 undersurface 101, another side one end is added and is formed. Furthermore, the edge 102 located in the head central site of the electrode section 100 is formed so that a part of up 200a (direction near a soft-magnetism layer) of the magnetoresistance-effect element 200 may be covered and the up edges 520a and 800a of the soft-magnetism layer 520 for connection and the antiferromagnetism layer 800 may also be covered, respectively. In addition, as a soft-magnetism layer 520 for connection, NiFe, NiFeCr, NiFeRh, NiFeRu, CoZrNb, FeAlSi, FeZrN, etc. are used, for example (about 10nm in thickness). as the antiferromagnetism layer 800 -- Ru5Rh15Mn, NiMn, FeMn, PtMn, and alpha-Fe2O3 etc. (about 50nm in thickness) or it is used and CoPt, CoPtCr, etc. are used as a hard magnetism layer 800 (about 50nm in thickness)

088] By considering as such composition, the effect of both the soft-magnetism layer 520 for connection formed in the magnetoresistance-effect element 200 and the antiferromagnetism layer 800 can give vertical bias very efficiently, and the MR head property which suppressed the Barkhausen noise is acquired. Moreover, by forming the edge 102 of the electrode section 100 so that the magnetoresistance-effect element 200 may be covered as mentioned above, there is no fall of the signal magnetic field in an element edge, and an MR head with easy formation of the \*\* width of recording track following 1 micrometer can be offered.

089] When manufacturing these MR heads, heat treatment of baking, annealing, a resist cure, etc. is unescapable in the manufacturing process at patterning, flattening, etc.

090] Generally, with the magnetoresistance-effect element which has an above-mentioned magnetic multilayer, the thickness reason of each class to constitute and thermal resistance became a problem in many cases. With the magnetoresistance-effect element (magnetic multilayer) by this invention, a magnetic field is impressed and, generally 100 degrees C or less can respond to 100-300 degrees C and heat treatment of about 1 hour enough after film production by giving an anisotropy magnetic field to a magnetic layer. Although what is necessary is just to usually perform heat treatment by the air middle class among a vacuum and inert gas atmosphere, the very few magnetoresistance-effect element (magnetic multilayer) of property degradation is obtained by carrying out especially in the vacuum (under reduced pressure) of 10 to 7 or less Torr. Moreover, also in wrapping and polishing in a processing process, MR property hardly deteriorates.

091] In the magnetoresistance-effect element and the magnetic sensing element which have been mentioned above, though explained taking the case of the film (spin valve head) of the spin bulb type in which the huge magnetoresistance effect (GMR) is shown, this invention is applied to the film in which the anisotropy magnetoresistance effect (AMR) is shown, i.e., the MR head using the permalloy.

092] The soft-magnetism layer as which the MR head using this permalloy functions as a horizontal bias layer on a substrate (soft film bias layer), Magnetoresistance-effect layers which function as a nonmagnetic detached core, such as a non-magnetic metal layer and a permalloy (ferromagnetic layer), It has the antiferromagnetism layer (pinning layer) for fixing magnetization, applying vertical bias to a magnetoresistance-effect layer (pinning being carried out) one by one, and the composition of a magnetic multilayer itself is the same as that of the film of the spin bulb type mentioned above. The same is said of the operation of an antiferromagnetism layer (pinning layer). As a soft-magnetism layer, at least one sort is contained out of Rh, Cr, Ta, Nb, Zr, and Hf into a NiFe alloy, and the big soft magnetic materials of specific resistance, such as the layer which functions as a horizontal bias layer, for example, CoZrMo, and NiFeRh, are used. A non-magnetic metal layer is Ta, Ti, and aluminum2O3. Or SiO2. In a shell, it functions as a nonmagnetic detached core. As an antiferromagnetism layer (pinning layer), the thing of composition within the limits of this invention mentioned above is used. He can understand the form of this operation still more clearly according to the example mentioned later.

093]

Example] The concrete example shown below explains further invention of the magnetoresistance-effect element mentioned above, and invention of a magnetic sensing element (for example, MR head) using these to a detail.

094] an example 1 -- the multilayer as shown in drawing 7 was first produced as a trial production sample for

investigating the size of the switched connection magnetic field Hua. That is, the sample which consists of composition which carried out the laminating of the ground layer 7, the ferromagnetic layer 40, the antiferromagnetism layer 50, and the protective layer 80 one by one on the glass substrate 5 was produced (composition of a concrete sample etc. is mentioned later). This sample was produced by RF sputter and the DC magnetron-sputtering method, gave the guidance magnetic field in the fixed direction at the time of membrane formation, and performed membrane formation all over a magnetic field. The switched connection magnetic field Hua was used the oscillating sample type magnetometer (VSM), drew the magnetization curve in the magnetic field of 1KOe, and asked for it from this magnetization curve. The example of representation of the magnetization curve measured using the oscillating sample type magnetometer (VSM) is shown in drawing 8, and, in the magnetization curve A, the direction of an easy axis direction which impressed the magnetic field at the time of membrane formation), and the magnetization curve B show the direction of hard axis in this drawing. As shown in drawing 8, the magnetic field of E points (middle of C points and D points) which the magnetization curve of the direction of an easy axis had shifted from the zero 0, and shifted from Zero F by the switched connection magnetic field Hua is defined as Hua.

0095] In the structure shown in drawing 7, the sample which carried out the laminating of the ground layer 7 (5nm in thickness [ Ta; ]), the ferromagnetic layer 40 (10nm in thickness [ NiFe; ]), the antiferromagnetism layer 50 (15nm in thickness [ Rux Mn 100-x; ]) as a pinning layer, and the protective layer 80 (5nm in thickness [ Ta; ]) one by one from the substrate side on the glass substrate 5 was produced as a concrete sample. In addition, if in charge of sample production, it is Rux Mn 1-x of the antiferromagnetism layer 50. Two or more samples which changed various composition ratios were produced, while searching for the switched connection magnetic field Hua about each sample, the value of this switched connection magnetic field Hua was converted into the value of the switched connection energy Jk, and the relation between the value of obtained Jk and Ru content of the antiferromagnetism layer 50 was shown in drawing 9. The result shown in drawing 9 shows that the content ratio x (a unit is atomic %) of Ru shows  $5 \leq x \leq 30$  and a result desirable and good in  $18 \leq x \leq 27$ .

0096] In addition, the result of the X diffraction of Ru<sub>23</sub>Mn<sub>77</sub> film is shown in drawing 10, and the peak of the composition which shows the composition concerned was checked.

0097] In the structure shown in example 2 drawing 7, the sample which carried out the laminating of the ground layer (5nm in thickness [ Ta; ]), the ferromagnetic layer 40 (10nm in thickness [ NiFe; ]), the antiferromagnetism layer 50 (15nm in thickness [ Rux Rhy Mnz; ]) as a pinning layer, and the protective layer 80 (5nm in thickness [ Ta; ]) one by one from the substrate side on the glass substrate 5 was produced as a concrete sample. In addition, if in charge of sample production, it is Rux Rhy Mnz of the antiferromagnetism layer 50. Two or more samples which changed various composition ratios (x, and y and z are atomic %, respectively) were produced, the switched connection magnetic field Hua was searched for about each sample, and the distribution map of the switched connection magnetic field Hua in 3 original drawings of Ru-Rh-Mn as shown in drawing 11 was created.

0098] Rux Rhy Mnz shown in drawing 11 3 original drawings show that a suitable result is obtained in the range of  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %) and  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and  $42 \leq x+y \leq 60$ . Moreover, by adding Rh or Ru as the 3rd component to the 2 yuan system of Ru-Mn or Rh-Mn, Hua can be raised and a bird clapper understands the good composition range of Hua broadly compared with a system for 2 yuan.

0099] Furthermore, it changed into above Rh of a 3 yuan system, and even if it was the case where at least one sort chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re was used, it was checked that the good result of 3 yuan shown in drawing 11 is obtained like a system.

0100] Subsequently, according to the creation point of drawing 11, the distribution map of the blocking temperature Tb in 3 original drawings of Ru-Rh-Mn was created. The result is shown in drawing 12. Rux Rhy Mnz of drawing 12 original drawings show that the very high blocking temperature Tb (about 160-325 degrees C) is obtained in the range of  $1 \leq x \leq 30$ ,  $1 \leq y \leq 30$ ,  $69 \leq z \leq 90$ , and  $10 \leq x+y \leq 31$  (the unit of x, and y and z is atomic %) and  $1 \leq x \leq 59$ ,  $1 \leq y \leq 59$ ,  $40 \leq z \leq 58$ , and  $42 \leq x+y \leq 60$ . If a reverse view is carried out, it is possible to control the blocking temperature Tb in the above-mentioned composition range at 160-325 degrees C. In addition, the result of the X diffraction of Ru<sub>22</sub>Rh<sub>8</sub>Mn<sub>70</sub> film is shown in drawing 13, and the peak which shows the composition concerned was checked.

0101] In the structure shown in example 3 drawing 7, the sample which carried out the laminating of the ground layer (5nm in thickness [ Ta; ]), the ferromagnetic layer 40 (10nm in thickness [ nickel<sub>81</sub>Fe<sub>19</sub>; ]), the antiferromagnetism layer 50 (15nm in thickness [ Rux My Mnz; ]) as a pinning layer, and the protective layer 80 (5nm in thickness [ Ta; ]) one by one from the substrate side on the glass substrate 5 was first produced as a concrete sample. In addition, if in charge of sample production, it is Rux Rhy Mnz of the antiferromagnetism layer 50. Two or more samples which changed various composition ratios were produced, and it asked for the temperature coefficient (Tc) of the switched

connection magnetic field  $H_{ua}$ , the blocking temperature  $T_b$ , the switched connection energy  $J_k$ , and switched connection energy about each sample, respectively. A result is shown in the following table 1.

[102]

Table 1]

表 1

サンプル	ピン止め層		$H_{ua}$ (Oe)	$T_b$ (°C)	$J_k$ (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 $T_c$ (erg/cm <sup>2</sup> °C)
	(m1, m2, m3)	(x, y, z)				
1	(Ru, --, Mn)	(18, 0, 82)	100	200	0.08	$-5.0 \times 10^{-4}$
2	(Ru, Rh, Mn)	(5, 5, 90)	112	165	0.09	$-5.3 \times 10^{-4}$
3	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	145	250	0.11	$-5.1 \times 10^{-4}$
4	(Ru, Rh, Mn)	(5, 15, 80)	150	210	0.12	$-3.0 \times 10^{-4}$
5	(Ru, Rh, Mn)	(5, 25, 70)	110	170	0.09	$-2.7 \times 10^{-4}$
6	(Ru, Rh, Mn)	(15, 7, 78)	120	210	0.09	$-5.2 \times 10^{-4}$
7	(Ru, Rh, Mn)	(5, 15, 80)	155	210	0.12	$-3.0 \times 10^{-4}$
8	(Ru, Rh, Mn)	(20, 5, 75)	110	180	0.09	$-2.7 \times 10^{-4}$
9	(Ru, Rh, Mn)	(10, 36, 54)	200	240	0.15	$-5.6 \times 10^{-4}$
10	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	130	250	0.10	$-5.9 \times 10^{-4}$
11	(Ru, Rh, Mn)	(4, 42, 54)	155	300	0.12	$-6.1 \times 10^{-4}$
12	(Ru, Rh, Mn)	(30, 16, 54)	170	250	0.13	$-6.5 \times 10^{-4}$
13	(Ru, Pt, Mn)	(5, 5, 90)	125	220	0.10	$-4.8 \times 10^{-4}$
14	(Ru, Pt, Mn)	(10, 5, 85)	145	260	0.11	$-7.0 \times 10^{-4}$
15	(Ru, Pt, Mn)	(10, 10, 80)	152	275	0.12	$-4.5 \times 10^{-4}$
16	(Ru, Pt, Mn)	(15, 5, 80)	173	280	0.13	$-6.4 \times 10^{-4}$
17	(Ru, Pt, Mn)	(22, 23, 55)	200	400	0.15	$-3.2 \times 10^{-4}$
18	(Ru, Pt, Mn)	(15, 31, 54)	230	350	0.18	$-3.0 \times 10^{-4}$
19	(Ru, Pd, Mn)	(10, 10, 80)	110	215	0.09	$-7.0 \times 10^{-4}$
20	(Ru, Au, Mn)	(15, 5, 80)	105	190	0.08	$-6.6 \times 10^{-4}$
21	(Ru, Ag, Mn)	(5, 5, 90)	110	180	0.09	$-7.0 \times 10^{-4}$
22	(Ru, Re, Mn)	(12, 7, 81)	120	190	0.09	$-6.3 \times 10^{-4}$
23 (比較)	(--, Rh, Mn)	(0, 5, 95)	50	60	0.03	---
24 (比較)	(--, Fe, Mn)	(0, 50, 50)	100	150	0.08	$-2.6 \times 10^{-4}$
25 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(20, 42, 38)	10	20	0.01	---
26 (比較)	(Ru, Pt, Mn)	(15, 25, 60)	10	50	0.01	---

In addition, it sets to the above-mentioned table 1, and is Ru<sub>x</sub>MyMn<sub>z</sub>. The corresponding material element is expressed as (m1, m2, m3). By using the pinning layer (antiferromagnetism layer) which consists of predetermined composition of this invention within the limits shows that a good switched connection film can be offered from the result shown in Table 1.

[103] Furthermore, it added to the sample shown in the above-mentioned table 1, the sample which changed the pinning layer of 4 yuan into Ru<sub>10</sub>Rh<sub>5</sub>Pt<sub>5</sub>Mn<sub>80</sub> of a system was produced, and the same characterization as the above was carried out. Consequently, it was temperature coefficient ( $T_c$ ) =  $-7 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\* of switched connection magnetic field  $H_{ua}$  = 150 Oe, blocking temperature  $T_b$  = 260 degree C, switched connection energy  $J_k$  = 0.12 erg/cm<sup>2</sup>, and switched connection energy.

[104] Moreover, about the sample 1-3 in the above-mentioned table 1, the relation between the switched connection energy  $J_k$  and temperature was investigated, and the graph was shown in drawing 14. The graph at the time of changing a pinning layer (antiferromagnetism layer) into a Fe-Mn system (15nm in thickness) as an example of comparison was also written together. The graph shown in drawing 14 shows that the very big blocking temperature  $T_b$  (250 degrees C) is shown, even if the sample of this invention compares with a Fe-Mn system ( $T_b$  = 150 degree C of a Fe-Mn system). Furthermore, its attention is paid to the inclination (temperature coefficient  $T_c$ ) of the graph of the switched connection energy  $J_k$  and ambient temperature. The temperature coefficient  $T_c$  in 80 degrees C - 130 degrees C of what shows the thermal stability to ambient temperature and used FeMn for the antiferromagnetism layer is  $-6 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\*, and, as for this temperature coefficient  $T_c$ , the temperature coefficient  $T_c$  of a sample 1-3 is

own by that become  $-5.1 \times 10^{-4}$  erg/cm<sup>2</sup> \*\*, and the sample 1-3 is excellent in thermal stability. Asking for the temperature coefficient in 80 degrees C - 130 degrees C assumes the ambient temperature at the time of using an MR head within a hard disk drive.

[05] In the example 4 above-mentioned example 3, it faced forming Ru10Rh10Mn80 film as a pinning layer (antiferromagnetism layer) shown in a sample 1-3, and various atmosphere conditions at the time of membrane formation were changed, the sample was produced (sample No.2-1- sample No.2-7), and the influence high impurity concentration affects the property of a magnetic film was investigated. Furthermore, while changing various composition of a pinning layer (antiferromagnetism layer), various atmosphere conditions at the time of membrane formation were changed, the sample was produced (sample No.2-8- sample No.2-32), and the influence high impurity concentration affects the property of a magnetic film was investigated. A result is shown in the following table 2.

[06]

able 2]

サンプル No.	ピン止め層 (m1, m2, m3)	(x, y, z)	酸素濃度 (ppm)	炭素濃度 (ppm)	硫黄濃度 (ppm)	塩素濃度 (ppm)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
2-1	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	40	50	60	70	250	0.11	$-5.1 \times 10^{-4}$
2-2	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	120	70	80	120	220	0.10	$-4.8 \times 10^{-4}$
2-3	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	600	210	180	200	200	0.08	$-4.5 \times 10^{-4}$
2-4	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	950	330	220	260	180	0.08	$-3.0 \times 10^{-4}$
2-5	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	2500	360	260	310	170	0.08	$-2.8 \times 10^{-4}$
2-6 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	6000	400	320	380	130	0.05	$-1.8 \times 10^{-4}$
2-7 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(10, 10, 80)	7000	12000	11000	15800	110	0.02	$-1.5 \times 10^{-4}$
2-8 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	900	6500	1400	500	150	0.05	$-1.9 \times 10^{-4}$
2-9 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	2000	800	6000	1800	145	0.04	$-1.9 \times 10^{-4}$
2-10 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	2100	1900	500	6500	140	0.04	$-1.8 \times 10^{-4}$
2-11	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	620	370	99	560	225	0.18	$-5.1 \times 10^{-4}$
2-12	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	520	2400	120	390	210	0.16	$-4.8 \times 10^{-4}$
2-13	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	430	260	2100	520	210	0.16	$-4.8 \times 10^{-4}$
2-14	(Ru, Rh, Mn)	(8, 10, 82)	490	390	100	2300	210	0.16	$-4.8 \times 10^{-4}$
2-15	(Ru, Rh, Mn)	(10, 36, 54)	620	370	100	560	260	0.25	$-5.2 \times 10^{-4}$
2-16	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	590	380	110	480	250	0.23	$-5.1 \times 10^{-4}$
2-17	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	2300	390	100	500	170	0.06	$-2.5 \times 10^{-4}$
2-18	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	490	2100	100	500	220	0.17	$-4.9 \times 10^{-4}$
2-19	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	530	500	2200	500	225	0.18	$-4.9 \times 10^{-4}$
2-20	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	490	380	200	2400	220	0.18	$-4.9 \times 10^{-4}$
2-21 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	5500	6000	350	1200	150	0.04	$-1.5 \times 10^{-4}$
2-22 (比較)	(Ru, Rh, Mn)	(40, 5, 55)	5200	5100	520	670	155	0.04	$-1.5 \times 10^{-4}$



サンプル No.	ピン止め層		酸素濃度 (ppm)	炭素濃度 (ppm)	硫黄濃度 (ppm)	塩素濃度 (ppm)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
	(m1, m2, m3)	(x, y, z)							
2-23	(Ru, --, Mn)	(23, 0, 77)	720	390	110	540	210	0.16	$-4.6 \times 10^{-4}$
2-24	(Ru, Pt, Mn)	(10, 38, 52)	560	390	96	570	270	0.26	$-5.0 \times 10^{-4}$
2-25	(Ru, Pd, Mn)	(11, 38, 50)	530	360	97	580	260	0.25	$-5.1 \times 10^{-4}$
2-26	(Ru, Au, Mn)	(12, 39, 49)	420	380	89	470	265	0.25	$-5.2 \times 10^{-4}$
2-27	(Ru, --, Mn)	(23, 0, 77)	2100	490	120	630	175	0.07	$-3.1 \times 10^{-4}$
2-28	(Ru, Rh, Mn)	(10, 38, 52)	2800	450	105	690	170	0.07	$-2.8 \times 10^{-4}$
2-29	(Ru, Pd, Mn)	(11, 39, 50)	2500	390	113	640	165	0.06	$-2.1 \times 10^{-4}$
2-30 (比較)	(Ru, Pt, Mn)	(4, 15, 81)	5500	5500	350	1200	135	0.05	$-1.7 \times 10^{-4}$
2-31 (比較)	(Ru, Pd, Mn)	(1, 19, 80)	5200	5300	120	630	140	0.04	$-1.5 \times 10^{-4}$
2-32 (比較)	(Ru, --, Mn)	(21, --, 79)	5400	5300	5100	3200	130	0.03	$-1.1 \times 10^{-4}$

The result shown in the above-mentioned table 2 shows that the blocking temperature Tb, the switched connection energy Jk, and a switched connection energy Jk inclination deteriorate, respectively as the concentration of oxygen, carbon, sulfur, or chlorine becomes high. Therefore, below the 5000 atom ppm, an oxygen density needs to carry out conditioning of carbon, sulfur, and the level of chlorine so that it may become below the 5000 atom ppm, respectively. [0107] In the example 5 above-mentioned example 3, it faced forming Ru<sub>10</sub>Rh<sub>10</sub>Mn<sub>80</sub> film as a pinning layer (antiferromagnetism layer) shown in a sample 1-3, and various each conditions, such as ultimate-pressure force in membrane formation equipment and oxygen tension at the time of membrane formation, were changed, the sample was reduced, and the influence these flow and pressure requirements affect the property of a magnetic film was investigated. A result is shown in the following table 3.

[0108]

Table 3]

表 3

サンプル	到達圧力 (Torr)	酸素分圧 (ppm)	Tb (°C)	Jk (erg/cm <sup>2</sup> )	温度係数 Tc (erg/cm <sup>2</sup> °C)
1	$4.3 \times 10^{-8}$	$2.0 \times 10^{-8}$	250	0.11	$-5.1 \times 10^{-4}$
2	$6.8 \times 10^{-9}$	$1.0 \times 10^{-9}$	260	0.12	$-5.3 \times 10^{-4}$
3	$7.0 \times 10^{-10}$	$7.0 \times 10^{-11}$	280	0.15	$-5.5 \times 10^{-4}$
4	$7.6 \times 10^{-9}$	$1.0 \times 10^{-10}$	180	0.08	$-3.0 \times 10^{-4}$
5	$2.5 \times 10^{-8}$	$3.0 \times 10^{-8}$	170	0.08	$-2.8 \times 10^{-4}$
6 (比較)	$7.6 \times 10^{-9}$	$3.0 \times 10^{-7}$	150	0.05	$-1.6 \times 10^{-4}$
7 (比較)	$8.2 \times 10^{-9}$	$6.0 \times 10^{-7}$	140	0.04	$-1.5 \times 10^{-4}$

he result shown in the above-mentioned table 3 shows that the blocking temperature Tb, the switched connection energy Jk, and a switched connection energy Jk inclination deteriorate, respectively as the ultimate-pressure force and oxygen tension go up. Therefore, it is necessary to form membranes on the conditions which fully lowered the ultimate-pressure force and oxygen tension (and water partial pressure) (the water and the oxygen tension under membrane formation  $1 \times 10^{-7}$  or less Torrs). [ Ultimate-pressure force : less than /  $1 \times 10^{-7}$  Torrs / ; ]

1109] The spin bulb type magnetoresistance-effect element of the gestalt shown in example 6 drawing 1 was produced. That is, on the substrate 5 (aluminum2 O3 AlTiC of a with), the laminating of the ground layer 7 (5nm in thickness [ Ta; ]), the soft-magnetism layer 20, the non-magnetic metal layer 30 (2.5nm in thickness [ Cu; ]), the ferromagnetic layer 40, the pinning layer (antiferromagnetism layer) 50, and the protective layer 80 (5nm in thickness [ Ta; ]) was carried out one by one, and the element sample was produced. On the occasion of production of an element sample, the material and layer thickness of the soft-magnetism layer 20, the ferromagnetic layer 40, and the pinning layer 50 were changed, as shown in the following table 4, and various samples were produced. In sample production, the impression magnetic field at the time of membrane formation was made into the longitudinal direction of a sample. About such a sample, it asked for MR rate-of-change  $\Delta R/R$ , the switched connection magnetic field Hua, and the blocking temperature Tb, respectively. A result is shown in the following table 4. In addition, the resistance measurement created the sample with a configuration of 0.4x6mm from the sample of composition of being shown in table 4, and it measured the resistance at the time of making it change to -300-300Oe by 4 terminal method, applying an external magnetic field so that it may become current and a perpendicular direction in a field. MR rate-of-change  $\Delta R/R$  was calculated from the resistance. MR rate-of-change  $\Delta R/R$  is  $\rho_{\text{sat}}$  about  $\rho_{\text{max}}$  and the minimum specific resistance in the maximum specific resistance.  $\Delta R/R = (\rho_{\text{max}} - \rho_{\text{sat}}) \times 100 / \rho_{\text{sat}}$  which was carried out and was calculated by the following formula (%).

1110]

[table 4]



表 4

サンプル	軟磁性層 (厚さ( Å ) )	強磁性層 (厚さ( Å ) )	ピン止め層 (厚さ( Å ) )	MR (%)	Hua (Oe)	Tb (°C)
1	NiFe (70)	Co (20)	Ru <sub>1.0</sub> Rh <sub>1.0</sub> Mn (100)	5.5	480	250
2	(NiFe) <sub>8.5</sub> Co <sub>1.5</sub> /Co (50/8)	Co (30)	Ru <sub>5</sub> Rh <sub>1.5</sub> Mn (90)	6.1	500	200
3	(NiFe) <sub>9.0</sub> Co <sub>1.0</sub> /Co (50/6)	Co (30)	Ru <sub>1.5</sub> Rh <sub>7</sub> Mn (110)	6.0	420	210
4	NiFe (70)	(NiFe) <sub>3.0</sub> Co <sub>7.0</sub> (30)	Ru <sub>5</sub> Pt <sub>1.5</sub> Mn (120)	5.7	540	255
5	NiFe (70)	(NiFe) <sub>3.0</sub> Co <sub>7.0</sub> (25)	Ru <sub>1.0</sub> Pt <sub>1.0</sub> Mn (110)	5.9	510	270
6	NiFe (70)	(NiFe) <sub>6.0</sub> Co <sub>6.0</sub> (30)	Ru <sub>1.0</sub> Pd <sub>1.0</sub> Mn (100)	6.0	410	240
7	NiFe (70)	(NiFe) <sub>5.0</sub> Co <sub>5.0</sub> (30)	Ru <sub>1.0</sub> Au <sub>1.0</sub> Mn (110)	5.7	530	200
8	NiFe (70)	(NiFe) <sub>5.0</sub> Co <sub>5.0</sub> (25)	Ru <sub>1.0</sub> Ag <sub>1.0</sub> Mn (120)	5.1	410	180
9	NiFe (70)	(NiFe) <sub>6.0</sub> Co <sub>6.0</sub> (30)	Ru <sub>1.0</sub> Re <sub>1.0</sub> Mn (120)	5.8	460	205
10 (比較)	NiFe (70)	NiFe (30)	Fe <sub>5.0</sub> Mn <sub>5.0</sub> (100)	2.5	400	145
11 (比較)	NiFe (70)	Co (20)	Ni <sub>5.0</sub> Mn <sub>5.0</sub> (200)	2.9	600	250

he sample of this invention shows good MR rate of change, the switched connection magnetic field Hua, and the locking temperature Tb from the result shown in Table 4. Since a pinning layer consists of FeMn, the sample 4-10 which is an example of comparison does not have the low [ as 145 degrees C ] desirable blocking temperature Tb. Moreover, although not shown in a table, there is a problem also in corrosion resistance. Although the sample 4-11 which is an example of comparison shows the switched connection magnetic field Hua and a value with the good locking temperature Tb, since a pinning layer consists of NiMn and the switched connection magnetic field Hua is reduced, heat treatment decreases with temperature high for a long time, MR rate of change decreases by diffusion of yes nickel and Cu a required hatchet, and MR rate of change is not low [ as 2.9% ] desirable.

0111] The antiferromagnetism thin film of the composition shown in the following table 5 was directly formed on the glass substrate of 710x20mm of examples at 100-150A thickness, and the sample for corrosion-resistant evaluation was produced. About each sample shown in Table 5, Ag/AgCl was made into the reference electrode and the natural electrode was measured using what added NaCl of 1mm mol in the boric-acid buffer solution as a solution (corrosion-resistant anode polarization examination). A result is shown in the following table 5.

0112]

Table 5]

表 5

サンプル	反強磁性層材料	厚さ (Å)	自然電位 (mV)
1	Ru <sub>10</sub> Mn	130	-150
2	Ru <sub>10</sub> Rh <sub>10</sub> Mn	120	-120
3	Ru <sub>5</sub> Rh <sub>15</sub> Mn	100	-90
4	Ru <sub>5</sub> Pt <sub>15</sub> Mn	120	-50
5	Ru <sub>10</sub> Pt <sub>10</sub> Mn	100	-70
6	Ru <sub>10</sub> Pd <sub>10</sub> Mn	120	-100
7	Ru <sub>10</sub> Au <sub>10</sub> Mn	120	-40
8	Ru <sub>10</sub> Ag <sub>10</sub> Mn	120	-60
9	Ru <sub>10</sub> Re <sub>10</sub> Mn	120	-100
10 (比較)	NiFe	100	-150
11 (比較)	Fe	100	-260
12 (比較)	FeMn	150	-700
13 (比較)	Co	100	-130

s for this invention sample, the result shown in Table 5 shows that a rest potential shows -150--40mV and shows good corrosion resistance altogether.

1113] Generally, noble metals serve as a positive rest potential, and are excellent in corrosion resistance. The permalloy said to excel in corrosion resistance comparatively on the other hand is also about -150mV. FeMn of the sample of comparison serves as about -700mV and a quite big value to negative. In Table 5, it can be said that it excels in corrosion resistance, so that it is close to 0mV.

1114] The anisotropy magnetoresistance-effect (AMR) type magnetoresistance-effect type head as [ shown in drawing 5 ] was actually produced in the eight or less-example way.

1115] First, aluminum 2O3 The magnetic layer which is a lower shield on the AlTiC substrate 5 in which the ground film was formed on the front face, and aluminum 2O3 The laminated circuit board which formed the gap film one by one was prepared. Subsequently, as a soft-magnetism layer 20 for giving horizontal bias on this laminated circuit board MR element, as NiFeRh (17nm in thickness), and a non-magnetic metal layer (nonmagnetic detached core) 30, it was carried out by NiFe (25nm in thickness) as Ta (10nm in thickness), and a ferromagnetic layer (magnetoresistance-effect layer) 40, and the laminating of the Ta (5nm in thickness) was carried out one by one by thin film coating technologies, such as magnetron sputtering, as a protective layer 80.

1116] Subsequently, after making a photoresist adhere on a protective layer 80, a pattern which protects the central active-region W1 top corresponding to the width of recording track mostly was formed, and etching removal of the large passivity field W2 and W3 by which a mask is not carried out was carried out by the reverse spatter and the method of ion milling after an appropriate time. At the time of this etching processing, the protective layer 80 and a little ferromagnetic layer (magnetoresistance-effect layer) 40 were removed. Then, Ru15Rh5 Mn80 and the electrode layer 100 as a pinning layer (antiferromagnetism layer) 50 were formed. The lift-off process removed the resist film after formation of the pinning layer (antiferromagnetism layer) 50 and the electrode layer 100, and the fabric-anisotropy magnetoresistance-effect (AMR) type magnetoresistance-effect type head as [ shown in drawing 15 ] was produced. In addition, although not shown in drawing 15 , it is aluminum 2O3. The inductive head section was formed through the gap film on the up shield layer, the lower shield layer, and also the up shield layer.

1117] The anisotropy magnetoresistance-effect (AMR) type magnetoresistance-effect type head as [ as a modification of the example 9 above-mentioned example 8, actually shown in drawing 16 in the following points ] was produced.

1118] First, aluminum 2O3 On the AlTiC substrate 5 formed in the front face, a ground film As a soft-magnetism layer 20 for giving horizontal bias to MR element, NiFeRh (17nm in thickness), As a non-magnetic metal layer (nonmagnetic detached core) 30, as Ta (10nm in thickness), and a ferromagnetic layer (magnetoresistance-effect layer) 40 NiFe (25nm in thickness), The laminating of the Ta (5nm in thickness) was carried out one by one by thin film coating technologies, such as magnetron sputtering, as Ru15Rh5 Mn80 (20nm in thickness) as a pinning layer (antiferromagnetism layer) 50, and a protective layer 80.

1119] Subsequently, after making a photoresist adhere on a protective layer 80, a pattern which protects the central active-region W1 top corresponding to the width of recording track mostly was formed, and etching removal of the

large passivity field W2 and W3 by which a mask is not carried out was carried out by the reverse sputter and the method of ion milling after an appropriate time. At this time, the lift-off process removed the resist film after forming BATTO junction structure and forming the electrode layer 100 in the edge removed by milling etc. after that, and the bric-anisotropy magnetoresistance-effect (AMR) type magnetoresistance-effect type head as [ shown in drawing 16 ] as produced. In addition, although not shown in drawing 16 , it is aluminum 2O3. The inductive head section was formed through the gap film on the up shield layer, the lower shield layer, and also the up shield layer.

120] The spin bulb (SV) type magnetoresistance-effect type head as [ shown in drawing 6 ] was actually produced in the ten or less-example way.

121] First, the spin bulb type magnetoresistance-effect element was produced to the beginning. On a substrate 5 aluminum 2 O3 AlTiC of a with), namely, the ground layer 7 (5nm in thickness [ Ta; ]), The soft-magnetism layer 20 nm in thickness [ NiFe; ]), the non-magnetic metal layer 30 (2.5nm in thickness [ Cu; ]), The laminating of the ferromagnetic layer 40 (3nm in thickness [ Co; ]), the pinning layer (antiferromagnetism layer) 50 (10nm in thickness Ru10Rh10Mn80; ]), and the protective layer 80 (5nm in thickness [ Ta; ]) was carried out one by one, and the element sample was produced. In addition, in this element sample, it is aluminum 2O3. The up shield layer and the lower shield layer are formed through the gap film.

122] The inductive head section as shown in this element sample at drawing 6 was formed. namely, -- connection --  
 ' -- a soft magnetism -- a layer -- 520 -- \*\*\*\*\* -- NiFe -- thickness -- ten -- nm -- forming -- this -- connection -- \*\*  
 a soft magnetism -- a layer -- 520 -- a top -- antiferromagnetism -- a layer -- 800 -- \*\*\*\*\* -- Ru -- five -- Rh -- 15 --  
 in -- 20 -- thickness -- ten -- nm -- forming -- this -- a top -- further -- Ta -- from -- becoming -- an electrode -- the  
 section -- 100 -- forming -- drawing 6 -- being shown Then, in the vacuum of 10-7Torr, it cooled from 200 degrees C, applying the magnetic field of 200Oe(s) to the direction of measurement current, a right angle, and field inboard, and induction of the pinning effect of a ferromagnetic layer was carried out. The width of recording track of a magnetoresistance-effect type head could be 2 micrometers. MR element height at this time set 1 micrometer and sensing current to 4mA.

123] The graph as shown to things and drawing 17 that it investigated the relation between an impression magnetic field and output voltage was obtained using this magnetoresistance-effect type head. Although this graph was obtained using the head of the type which does not form the up-and-down shield layer, it has good linearity and has checked that was a transfer curve without a Barkhausen noise with the high output.

124] The example which applied the magnetoresistance-effect element of this invention to the yoke type MR head is shown in example 11 drawing 18 . Here, notching is prepared in some yokes 600,600 to which magnetic flux is led, and the magnetoresistance-effect element 200 is formed through the thin insulator layer 400 between them. The electrode (not shown) for passing current is formed in the direction of a magnetic path, the parallel, or the right-angled direction formed in a yoke 600,600 at this magnetoresistance-effect element 200.

125] One example which applied the magnetoresistance-effect element in this invention to the flux guide type MR head is shown in example 12 drawing 19 . the magnetoresistance-effect element 200 -- high specific resistance -- high -- it combines with the permeability flux guide layer 700,710 magnetically, and is formed This FURASSU guide layer 700,710 conducts a signal magnetic field for the magnetoresistance-effect element 200 indirectly. Moreover, the flux back guide layer 600 (recess path of the magnetic flux which passed along the magnetoresistance-effect element 200) formed through the nonmagnetic insulating layer 400. Moreover, the flux back guide layer 600 may be installed in the both sides of the magnetoresistance-effect element 200 through the nonmagnetic insulating layer 400. The feature of this head can make a magnetic field detecting element approach a record medium to the level almost near contact, and is to be able to obtain a high output.

126]

Effect of the Invention] It is a book from the above-mentioned result. Namely, this invention constitutes a pinning layer (antiferromagnetism layer) from composition of a Ru-Mn system or a Ru-M-Mn system (at least one sort as which M was chosen from Rh, Pt, Pd, Au, Ag, and Re). Since the high impurity concentration of a pinning layer is furthermore specified, it excels in corrosion resistance and thermal stability, and magnetic field sensitivity is high and offer of magnetic sensing elements, such as a magnetoresistance-effect element for which MR rate of change has a magnetic large multilayer, and a magnetoresistance-effect type head using it, can be realized.

## NOTICES \*

pan Patent Office is not responsible for any  
 mages caus d by the use of this translation.

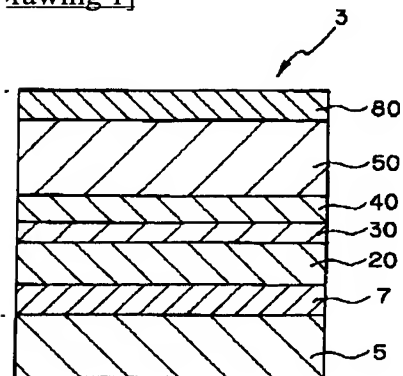
This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

\*\*\*\* shows the word which can not be translated.

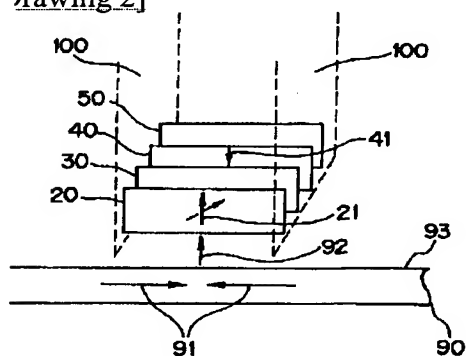
In the drawings, any words are not translated.

## DRAWINGS

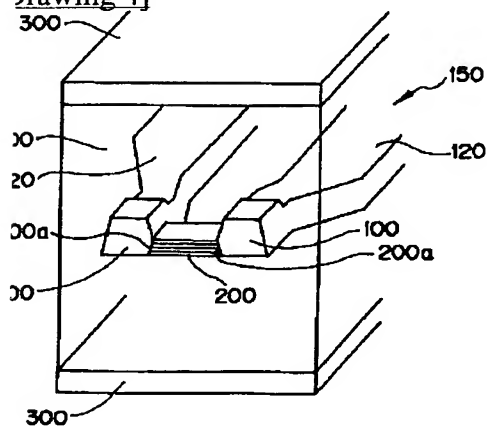
Drawing 1]



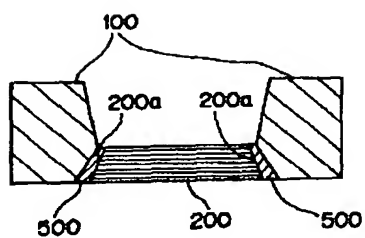
Drawing 2]



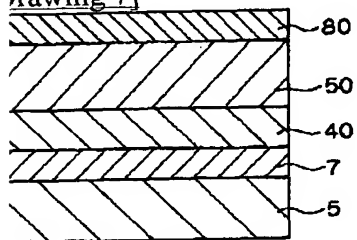
Drawing 4]



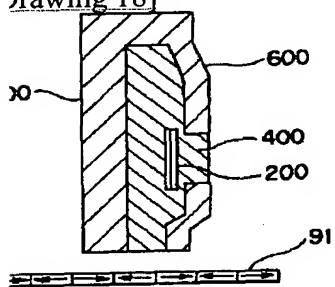
Drawing 5]



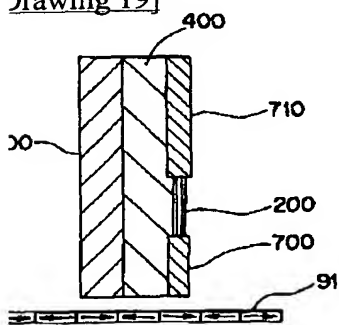
Drawing 7]



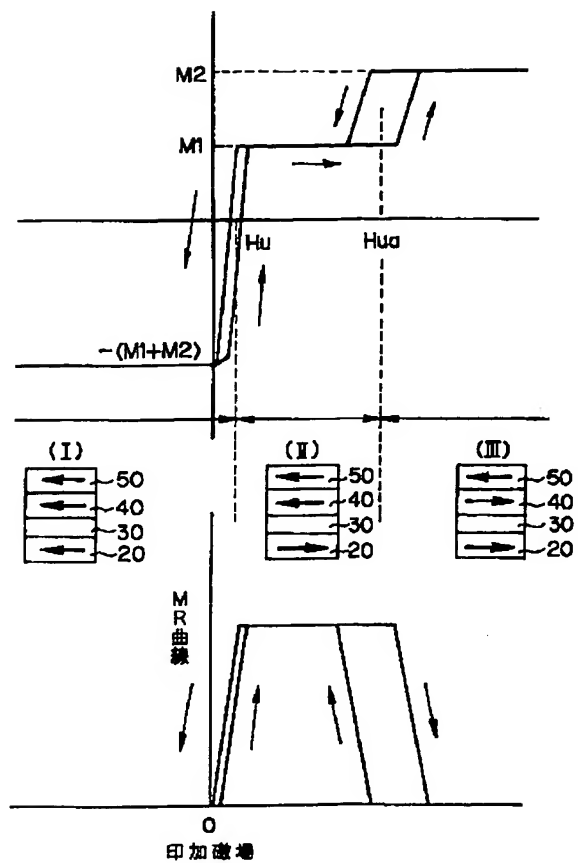
Drawing 18]



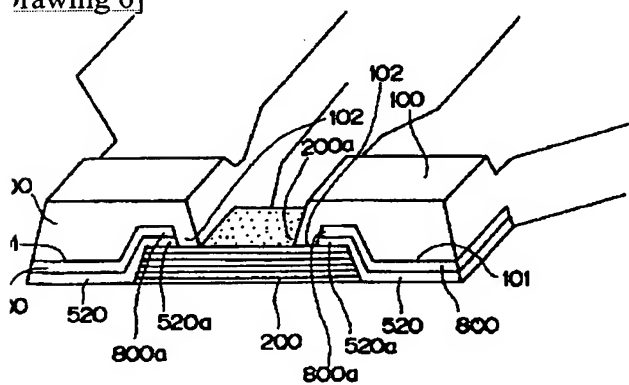
Drawing 19]



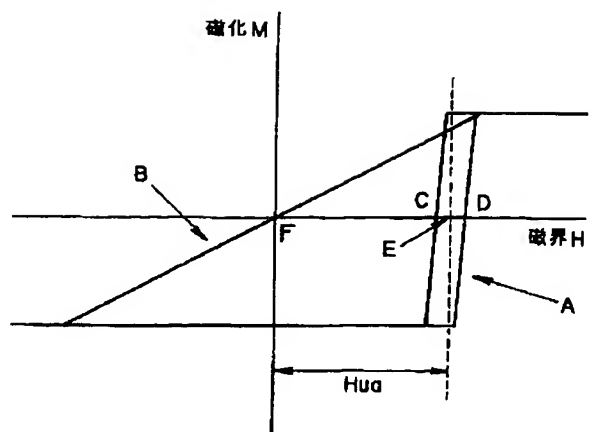
Drawing 3]



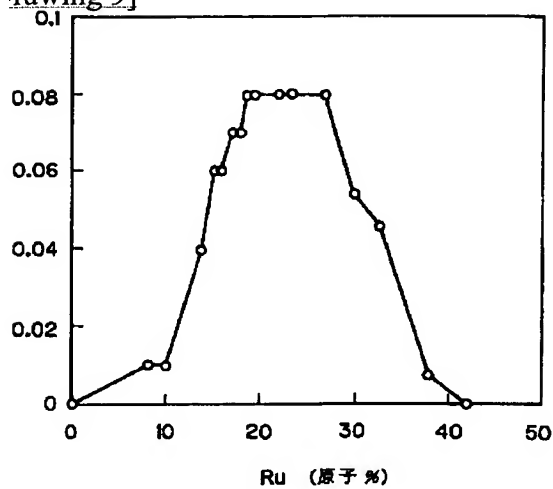
rawing 6]



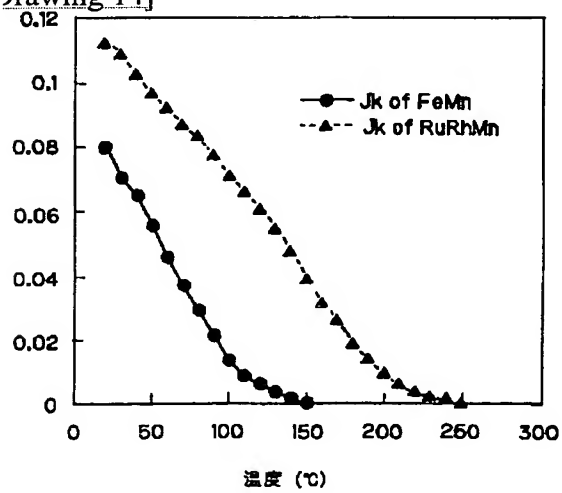
rawing 8]



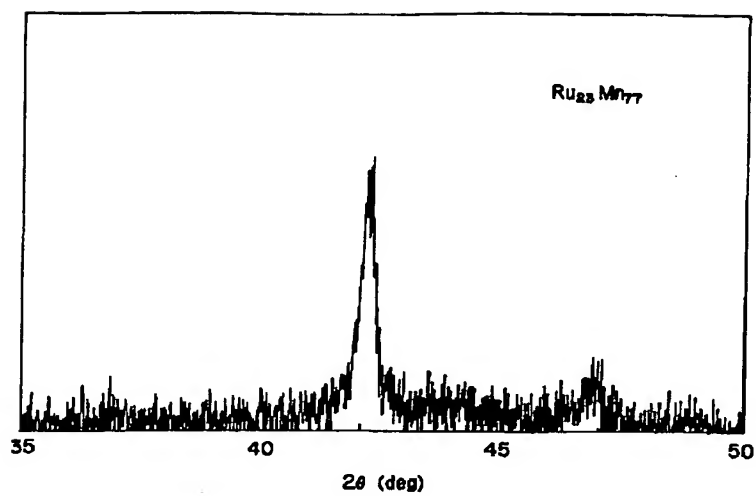
Drawing 9]



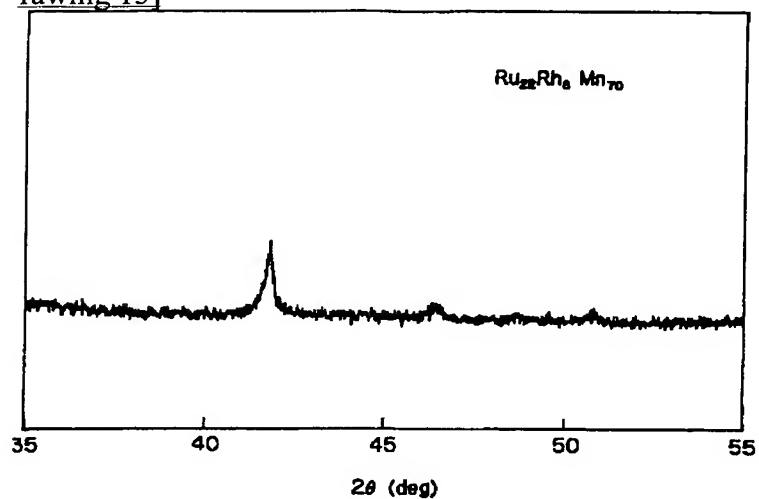
Drawing 14]



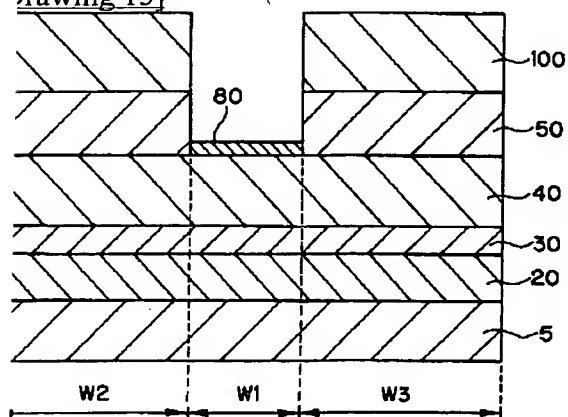
Drawing 10]



rawing 13]

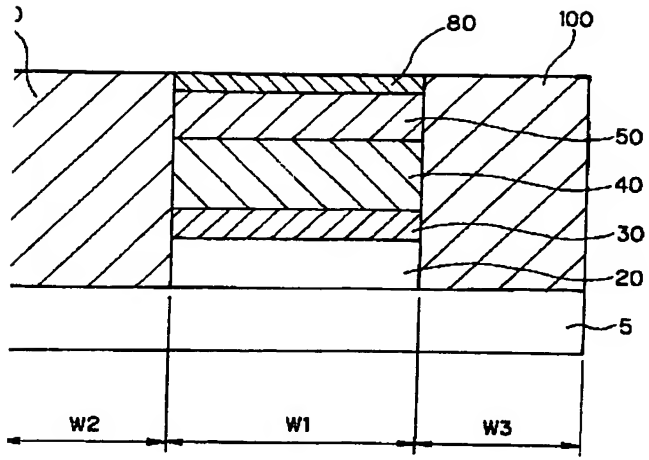


rawing 15]

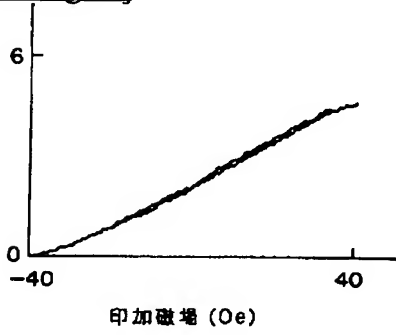


rawing 16]

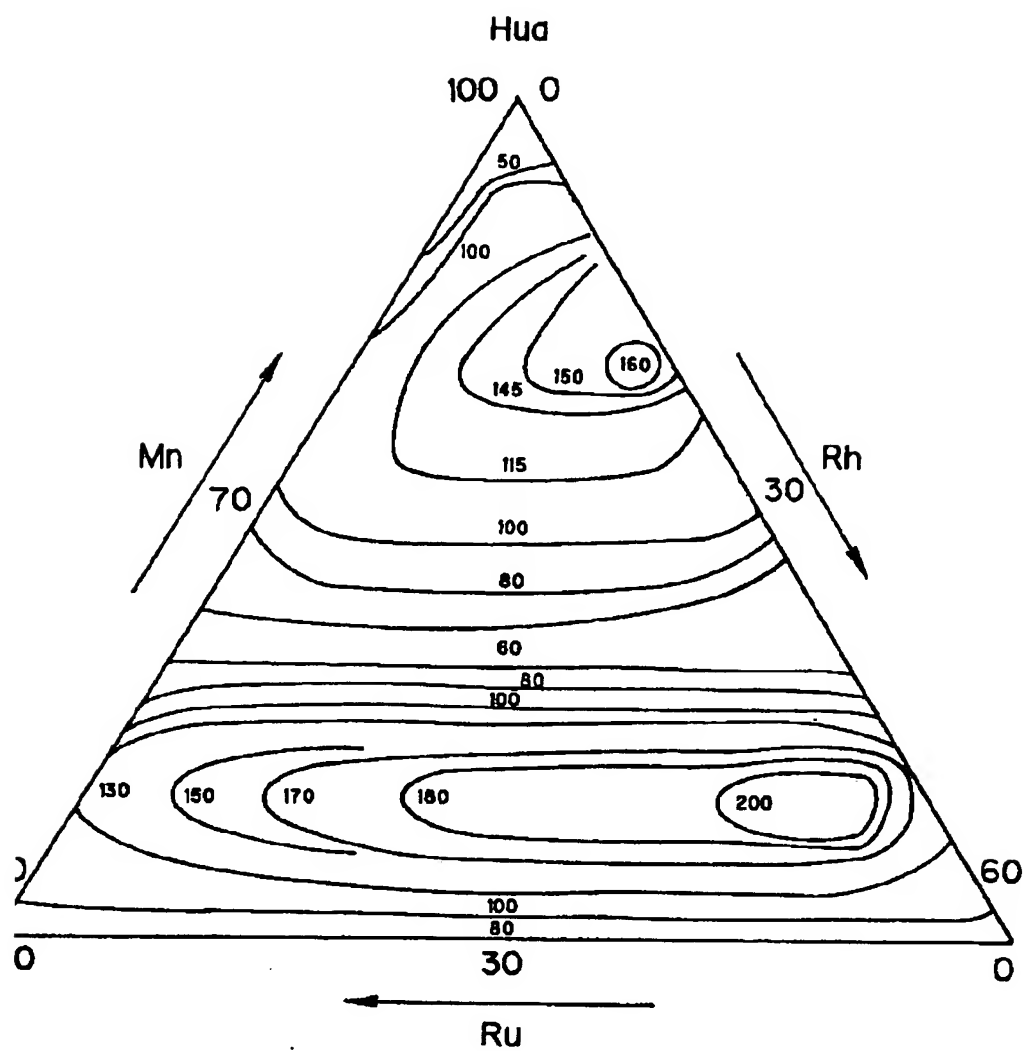




rawing 17]

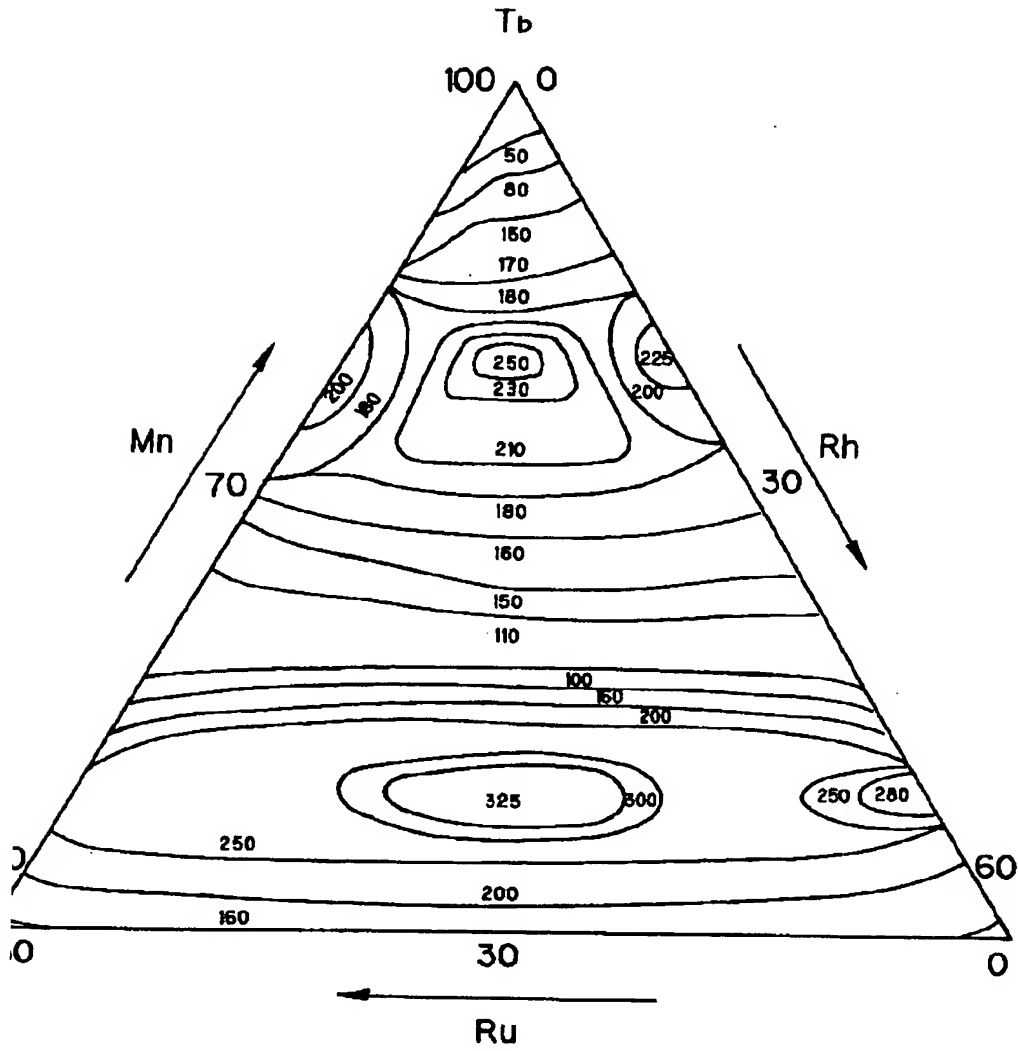


rawing 11]



交換結合磁界 $H_{ud}$ の分布図

[drawing 12]



ブロッキング温度 $T_b$ の分布図

[translation done.]